

проф. д-р Йордан Тодоров Максимов
доц. д-р инж. Ангел Петров Анчев
гл.ас. д-р инж. Владимир Петров Тодоров

МЕТАЛОЗНАНИЕ И ТЕРМИЧНА ОБРАБОТКА

Част II: Термична обработка на металите



2022

проф. д-р инж. Йордан Тодоров Максимов
доц. д-р инж. Ангел Петров Анчев
гл.ас. д-р инж. Владимир Петров Тодоров

МЕТАЛОЗНАНИЕ И ТЕРМИЧНА ОБРАБОТКА

Част II: Термична обработка на металите

УИ „Васил Априлов, Габрово
2022

Учебникът е предназначен за студентите от Технически университет Габрово, които изучават дисциплини, отнасящи се до металознание и термична обработка на металите и сплавите.

© Йордан Тодоров Максимов – автор, 2022
© Ангел Петров Анчев – автор, 2022
© Владимир Петров Тодоров – автор, 2022
© Университетско издателство „В. Априлов” – Габрово, 2022

ISBN 978-954-683-664-9

СЪДЪРЖАНИЕ

Предговор.....	5
Глава 1. Термична обработка на металите и сплавите	
§1. Същност, класификация и значение на термичната обработка.....	8
§2. Дифузия.....	12
§3. Рекристализационно отгряване	14
§4. Отгряване с фазова прекристализация.....	17
§5. Закаляване.....	18
§6. Отвърщане.....	19
§7. Химико-термична обработка.....	21
§8. Зависимост между диаграмите на състоянията на сплавите и възможностите за термична обработка.....	21
Глава 2. Теоретични основи на термичната обработка на стоманата	
§9. Желязо, железни сплави, структурни елементи и техните свойства.....	24
§10. Образуване на структурата на стоманата.....	32
§11. Критични точки в желязо- въглеродните сплави.....	36
§12. Превръщания в стоманата при нагряване.....	38
§13. Превръщания в стоманата при охлаждане.....	42
Глава 3. Технологични процеси на термичната обработка на въглеродна стомана	
§14. Въглеродни стомани.....	49
§15. Отгряване.....	50
§16. Нормализация.....	54
§17. Закаляване.....	56
§18. Отвърщане.....	67
§19. Обработка със студ.....	68
§20. Повърхностно закаляване.....	69
§21. Дефекти при термична обработка на стоманите.....	71
Глава 4. Термична обработка на легирани стомани	
§22. Легирани стомани.....	75

§23. Влияние на легиращите елементи върху диаграмата на състоянието Fe-Fe ₃ C.....	75
§24. Разпределение на легиращите елементи в структурата на стоманата.....	77
§25. Влияние на легиращите елементи върху превръщанията при охлаждане.....	78
§26. Влияние на легиращите елементи върху процесите на отвърщане.....	79
§27. Термично обработване на легирани конструкционни стомани.....	81
§28. Термично обработване на легирани инструментални стомани.....	84
§29. Термично обработване на легирани стомани с особени свойства.....	88
 Глава 5. Химико-термична обработка на стомана	
§30. Същност на химико-термичната обработка на стомана.....	98
§31. Цементация.....	98
§32. Азотиране.....	103
§33. Цианиране.....	105
 Глава 6. Термична обработка на чугуни	
§34. Класификация, структура и свойства на чугуните.....	106
§35. Термична обработка на сиви чугуни.....	113
§36. Термична обработка на бели чугуни.....	118
 Глава 7. Термична обработка на цветни метали и сплави	
§37. Термична обработка на медта и сплавите на медна основа.....	122
§38. Термична обработка на алуминия и сплавите му.....	123
§39. Термична обработка на магнезиеви сплави.....	127
 Приложения.....	 129
Литература.....	141

ПРЕДГОВОР

Още през 1920 година английският учен Griffith заключава, че недостатъчната якост на изотропните твърди тела е следствие на нарушаване на непрекъснатостта на материала, като размерите на тези нарушения превишават междумолекулните разстояния (Griffith, 1921)¹. Според Griffith, ефективната якост на конструкционните материали би била от 10 до 20 пъти по-голяма, ако тези дефекти (нарушаване на непрекъснатостта) бъдат елиминирани. На този етап от развитие на науката за материалите обаче, тези дефекти не могат да бъдат елиминирани. Те се въвеждат както в процеса на получаване на заготовките (металургични дефекти), така и в процеса на изработване на детайлите от тези заготовки. Следователно в рамките на тази даденост, ограничавайки се до съществуващите метали и сплави, използвани като конструкционен материал в инженерното дело, могат да се набележат три направления за подобряване на механичните им свойства: 1) усъвършенстване и оптимизиране на технологичните процеси за получаване на заготовките и изработване на съответните детайли; 2) получаване на микроструктура, която да осигури желаните свойства, а оттам и желаното експлоатационно поведение на изделието; 3) получаване на такъв комплекс от свойства на повърхностните слоеве (surface integrity), който да осигури желаното експлоатационно поведение. Тези три направления имат относителна самостоятелност, но максималният ефект би се получил от тяхната комбинация. Ако приемем, че съвременните производствени технологии удовлетворят първото направление (минимизират материалните дефекти в изделията, но не ги отстраняват напълно), това не елиминира проблема, констатиран от Griffith. В процеса на експлоатация на изделието наличните микро-дефекти в поликристалите (множество от дислокационни конфигурации) резултира в микропукнатини, следствие на значителни пластични деформации на микро-ниво и големи микро-напрежения. Под въздействие на външен товар (механичен, термичен и др.) тези микропукнатини се сливат в една макропукнатина с приблизителен размер от 100 μm . Когато външният товар е статичен, се получава изравняване на микро-напреженията в съседните зърна (преразпределение на напреженията) и разрушението е жилаво-пластично, следствие на увеличения статичен товар. Когато външният товар е динамичен (т.е., променя се във времето; в частност – цикличен), такова преразпределение не се получава и макропукнатината се развива до настъпване на пълно разрушение на съответния метален елемент. Този процес е много опасен, защото редуцията на сечението (през макро-пукнатината) на елемента не е видима. Разрушението от умора е най-крехкото разрушение на метала (дори да е жилаво-пластичен) при дадени условия. Но освен статична и динамична якост, коравина и устойчивост, конструкционните метални материали трябва да удовлетворяват изисквания за износоустойчивост, устойчивост при работа в агресивни среди, повишена пластичност, способност за значително деформационно уякчаване (например хадфийлдовата стомана) и т.н., в зависимост от конкретните условия на експлоатация на изделието. Следователно, необходимостта от развитие на второто и третото направления е безусловна.

Корелацията между микроструктурата на металите и сплавите, от една страна, и механичните им свойства от друга страна, е отдавна известна и е предмет на

¹ Griffith AA (1921) Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Mathematical or Physical Character 221:163-198

изучаване от металознанието и механиката на материалите. Желаната микроструктура на значителна дълбочина от повърхностните слоеве може да се получи чрез механично, термично, термо-механично, електромагнитно и др. въздействия. Тези въздействия излизат от тесните рамки на механичната форма на движение на материята и обхващат физичната и химична форми. Дори прилагането на чисто механичен товар, причиняващ значителна пластична деформация, променя на ниво кристална решетка микроструктурата на някои сплави (например въвежда алфа прим деформационен мартензит в аустенитни стомани). Едно от основните въздействия е топлинното (термично, температурно). Структурата на металите и сплавите реагира във времето по съответен начин на промяната на количеството топлина в обема на предмета, в съответствие с големината на това количество и скоростта му на изменение (във времето и пространството). Тази реакция изразява фундаменталните свойства на материята – приспособяемост, отражение, памет. Този метод за промяна на структурата е бил известен на хората още от дълбока древност². Изменението на структурата, а от там и на свойствата на сплавта, посредством топлинно въздействие се нарича термична обработка (ТО) или, за краткост, термообработка. ТО се състои в изменение на температурата на обработваната сплав по зададен закон, с цел получаване на желана структура, респективно свойства. Независимо, че е била известна още от древността, научните основи на ТО са поставени през XIX век. С развитието на науката през следващото столетие, ТО се очерта като един от най-важните технологични процеси в металургичната промишленост, машиностроенето и инструменталното производство. Чрез ТО се постига подобряване на механичните, физичните, химичните и технологичните свойства на металите и сплавите. ТО е от особено голямо значение при производство на режещи, металообработващи и измерителни инструменти, приспособления и др., тъй като от тяхното експлоатационно поведение зависи производителността на труда. ТО позволява използването на поевтини материали, вместо по-скъпи такива. Чрез ТО се предотвратяват и отстраняват деформации и вътрешни напрежения в отливки, изковки, заварени съединения, подобрява се обработваемостта чрез рязане на метала, възстановява се пластичността след пластична деформация на студено и др. Повишаването чрез ТО на някои механични характеристики на сплавите позволява повишане на съотношението „якост/тегло” на съответния конструкционен елемент, а от там и на цялата конструкция.

Третото направление, получаване на surface integrity (SI), което да осигури желаното експлоатационно поведение, е обект на развитие и изучаване от Surface Engineering – полидисциплинарна наука, формирана като такава през 70-те години на XX век. Добре известно е, че повърхностните слоеве на машинните и конструкционни елементи са най-натоварени по време на експлоатация на съответната машина, съоръжение, конструкция – те влизат в контакт с повърхностите на други компоненти и са подложени на въздействие на околната среда. Следователно състоянието на повърхностния слой от гледна точка на микроструктура, остатъчни напрежения, микротвърдост и грапавост е решаващо за уморната дълготрайност, износоустойчивост, корозионна устойчивост и др. на съответния машинен (конструкционен) елемент. Surface Engineering е съвременно направление в приложните инженерни науки, което се отнася до широк спектър от техники и технологии за изследване и модифициране на повърхностните слоеве в компо-

² Балевски А. Металознание, Техника, С., 1986

нентите с цел подобряване на експлоатационното поведение, естетичността и икономичността на техническите изделия³. За изработването на даден компонент могат да се използват алтернативни технологични производствени цикли, съдържащи различна последователност от операции и техники. Очевидно, на всеки технологичен цикъл ще съответства различно състояние на повърхностните слоеве. За конкретни условия на експлоатация и материал, жизненият цикъл на конструкционните елементи се определя от състоянието на повърхностните им слоеве непосредствено преди въвеждането им в експлоатация. Ето защо, в основата на Surface Engineering е интегриран подход на изследване на следните три основни въпроси (и корелацията между тях): технологичен процес за изработване на компонентите, SI и експлоатационно поведение. Извън разнообразните техники в обхвата на Surface Engineering, основани върху модифициране на повърхностните слоеве чрез добавяне на материал (нанасяне на покрития и тънки филми), за модифициране на SI при запазване на масата се използват различни инженерни процеси: механично повърхностно пластично деформиране (ППД) и повърхностно ТО, при които химичният състав на повърхностния слой не се променя; термохимична дифузия (позната у нас като химико-термична обработка (ХТО)); комбинация от споменатите процеси. Очевидно ТО и ХТО заемат централно място като процеси на Surface Engineering. Може да се направи изводът, че при днешното ниво на познание за материалите, ТО във всичките ѝ варианти е основен метод за подобряване на механичните, физичните, химичните и технологичните свойства на металите и сплавите.

Настоящият учебник, посветен на ТО на металите и сплавите, е част от замислена четирилогия под общото заглавие „Металознание и термична обработка“ и е втората ѝ част. Първата част е посветена на металознанието като наука, третата част се отнася до ХТО и комбинация между ХТО и ППД, а четвъртата част – до изследване на структурата и свойствата. В качеството си на рецензент в повече от две дузини научни списания, издавани от Elsevier, Springer, Wiley, SAGE, MDPI и др. забелязвам, че модата е в хибридните и комбинирани процеси, които безспорно съдържат новост, но показателят cost-quality ratio все още е твърде висок. Споменатата четирилогия е съобразена, като съдържание, с новия магистърски план да бъде негова основа и да съдържа елементи от негови дисциплини.

Причината да се заемем, аз и моят научен екип, с организацията на обучение на студентите от ТУ – Габрово в професионално направление 5.6. „Материали и материалознание“ са многогодишните ни изследвания в областта на механика на материалите. Като следствие, славната катедра Техническа механика (първата по хронология на създаване в някогашния ВМЕИ Габрово) се преименува на „Материалознание и механика на материалите“. И на мен самия ми се наложи да направя лек завой и да си припомня първата ми професия – тази на термист.

Дължа да изкажа благодарност на моята дългогодишна колежка, приятелка и съратничка проф. дн Галя Дунчева за многобройните научни беседи и спорове, в които, по правило, се ражда истината.

Май, 2022 г.
Габрово

проф. Йордан Максимов, дтн, ктн

³ Максимов Й.Т., Дунчева ГВ и др. Диамантно заглаждане, Екс-Прес, Габрово, 2021

ГЛАВА 1. ТЕРМИЧНА ОБРАБОТКА НА МЕТАЛИТЕ И СПЛАВИТЕ

§1. Същност, класификация и значение на термичната обработка

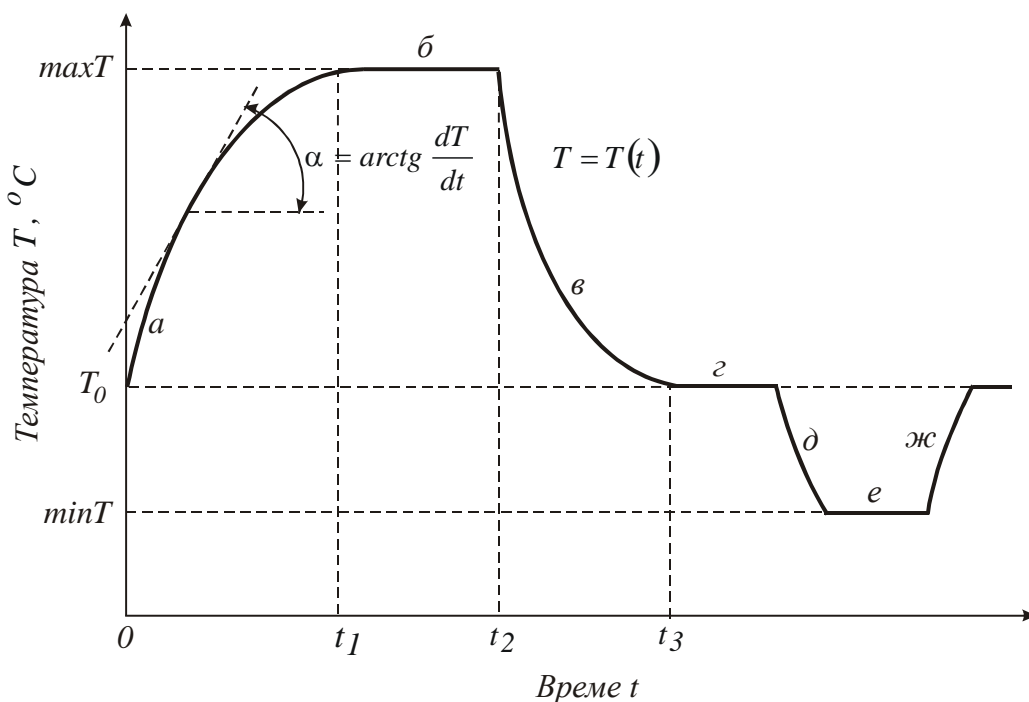
1. Същност на термичната обработка

В много случаи, когато температурата на втвърдената сплав се променя, в сплавта се извършват фазови превръщания. Те протичат равновесно, когато скоростта на изменение на температурата е малка. По-голямата скорост на охлаждане води до състояния на сплавта, различни от тези при равновесни превръщания, поради недостатъчното време за протичане на дифузионни процеси, свързани с фазовите превръщания. Следователно, чрез избор на подходящо изменение на температурата във функция от времето може да се причини изменение на структурата на сплавта, а, следователно, и на свойствата и техните характеристики, а оттук и експлоатационното поведение на съответния машинен елемент. *Изменението на структурата, а от там и на свойствата на сплавта, посредством топлинно въздействие се нарича термична обработка (ТО) или, за краткост, термообработка.* ТО се състои в изменение на температурата на обработваната сплав по зададен закон, с цел получаване на желана структура, респективно свойства.

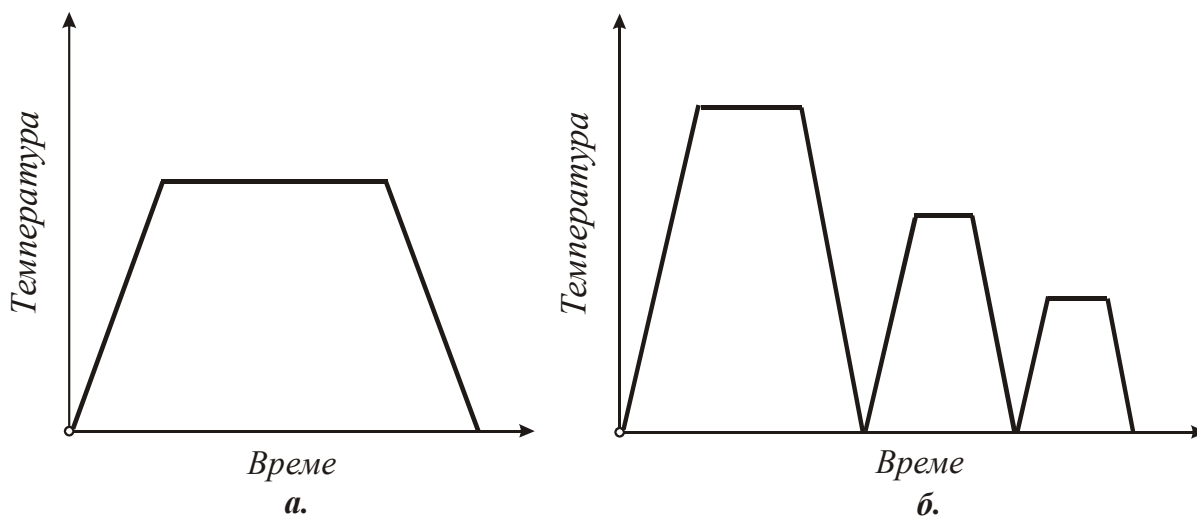
На фиг. 1.1 е показана време-температурна крива за един цикъл на ТО в най-общия случай. Процесът на ТО според фиг. 1.1 представлява затворен цикъл на променяща се топлина в обема на заготовката – започва от стайна температура T_0 с нагриване по крива *a*, задържане (права *б*), охлаждане (крива *в*) до стайна температура, задържане (права *г*), охлаждане до под стайна температура (крива *д*), задържане (права *е*) и нагриване до стайна температура (крива *ж*), с което завършва цикъла. За мнозинството от случаи цикълът завършва с кривата *в*. Основните параметри на цикъла на ТО (до крива *в* включително) са: скорост на нагриване v_H , температура на нагриване T_{max} , време за нагриване $t_H = t_1$, време на задържане $t^* = t_2 - t_1$, скорост на охлаждане v_{ox} , време за охлаждане $t_{ox} = t_3 - t_2$. Обикновено нагриването се извършва с променлива скорост (виж например крива *a*). Допирателната към дадена точка от кривата дефинира скоростта в тази точка

– $v_H = dT / dt$. Практически скоростта на охлаждане е винаги променлива величина поради нехомогенното температурно поле в обема на заготовката, променящите се гранични условия и т.н. Много често се използват средната скорост на нагряване или охлаждане за целия температурен интервал от стайна температура T_0 до максималната температура на нагряване T_{max} . Като се вземе предвид, че $T_{max} \gg T_0$:

$$v_H = \frac{T_{max} - T_0}{t_H} \approx \frac{T_{max}}{t_H}; \quad v_{ox} = \frac{T_{max} - T_0}{t_{ox}} \approx \frac{T_{max}}{t_{ox}} \quad (1.1)$$

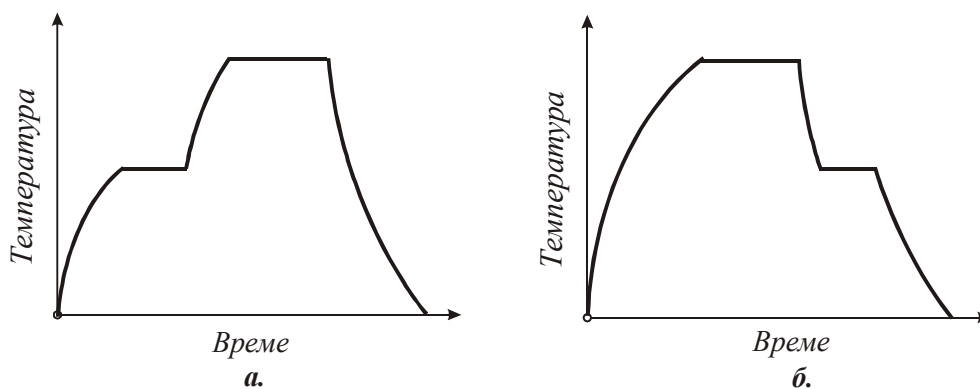


Фиг. 1.1. Време-температурна крива



Фиг. 1.2. Време-температурни криви на: а. проста ТО; б. сложна ТО

ТО, която се състои от еднократно нагряване, задържане и охлаждане, се нарича проста (фиг. 1.2а). Тя се състои от един цикъл. Сложната ТО се състои от няколко последователни цикъла, включващи последователно нагряване, задържане и охлаждане (фиг. 1.2б). В практиката се срещат случаи, когато през време на нагряването или охлаждането температурата се задържа известно време постоянна, след което процесът на нагряване или охлаждане продължава (фиг. 1.3). В този случай се извършва нагряване (охлаждане) с изотермично задържане (т.е., при постоянна температура). Целта е изравняване на температурата в различните части на термично обработвания детайл. Наклонът на двете части на кривата на нагряване (охлаждане) може да бъде различен.



Фиг. 1.3. Изотермично: а. нагряване, б. охлаждане

Нагряването и охлаждането при ТО трябва да се извършват по начин, осигуряващ необходимите условия за желаните промени на структурата и свойствата на сплавта. Скоростта на нагряване зависи от вида на ТО, от формата, размерите и химичния състав на детайлите, от наличието на нееднородности и напрежения в структурата им, получени по време на изработване на детайлите. За да се избягнат деформациите и появата на пукнатини, нагряването трябва да се извършва с по-малка скорост. Това важи особено за легирани стомани, за детайли с нееднородна структура, сложна форма с резки преходи и др. Задържането след нагряване до дадената температура трябва да бъде достатъчно продължително, за да осигури хомогенизация на температурата в обема на детайла с цел извършване на необходимите фазови превръщания и структурни изменения. Времето на задържане зависи от топлопроводността на метала, размерите на детайлите, максималната температура на нагря-

ване и др. Често пъти понятията нагряване и задържане се обединяват под названието *загряване*. На ТО се подлагат оформени вече машинни и конструкционни елементи с цел изменение на тяхната структура при запазване на формата им. Следователно горната граница на загряване на ТО е солидус-линията. Особено важен фактор при ТО е скоростта на охлаждане. Тя зависи от вида на ТО, химичния състав на сплавта, размерите и формата на детайла и др.

2. Класификация на ТО

Прилагането на един или друг вид ТО зависи от целта, която се преследва, т.е. от свойствата на детайла, които трябва да се постигнат. На тази база процесите на ТО се класифицират в четири групи:

- *Първа група* са процеси за ТО, в резултат на която се увеличава якостта на изделията в целия им обем: *закаляване със следващо отвъръщане; закаляване със следващо стареене*.

- *Втора група* са процеси за ТО, целящи увеличение на повърхностната якост и твърдост, а в резултат – увеличени износоустойчивост и якост на умора: *повърхностно закаляване; химико-термична обработка (цементация, азотиране, цианиране и др.)*. Следва да се отбележи, че аналогични резултати се постигат и чрез *повърхностно пластично деформиране* (повърхностен наклеп).

- *Трета група* са процеси за ТО, водещи до отстраняване на вътрешните напрежения, намаляване на твърдостта и повишаване на пластичността и ударната жилавост: *отгряване, нормализация, отвъръщане*.

- *Четвърта група* са процеси за ТО, които придават на повърхностния слой на детайлите специални физико-химични свойства (корозионна устойчивост, огнеупорност и др.). За целта се прилагат някои видове химико-термична обработка, като *хромиране, алитиране, силициране* и др.

ТО, в зависимост от закона на изменение на температурата (време-температурната крива), бива: *отгряване (рекристализационно и отгряване с фазова прекристализация), нормализация, закаляване и отвъръщане*. Тези видове ТО запазват постоянен химичния състав на изделието. Когато целта е промяна на химичния състав на повърхностните слоеве, се прилага *химико-термична обработка*.

3. Значение на ТО

ТО е един от най-важните технологични процеси в металургичната промишленост, машиностроенето, инструменталното производство, а също и уредостроенето. Чрез ТО се постига подобряване на механичните, физичните, химичните и технологичните свойства на металите и сплавите. ТО е от особено голямо значение при производство на режещи, металообработващи и измерителни инструменти, приспособления и др., тъй като от тяхното експлоатационно поведение зависи производителността на труда. ТО позволява използването на по-евтини материали, за сметка на скъпи и дефицитни такива – например в някои случаи обикновени въглеродни стомани след подходяща ТО заместват много от легираните стомани. Чрез ТО се предотвратяват и отстраняват деформации и вътрешни напрежения в отливки, изковки, заварени съединения, подобрява се обработваемостта чрез рязане на метала, възстановява се пластичността след пластична деформация на студено и др. Повишаването на някои механични характеристики (граница на провлачване, якост на опън) на металите чрез ТО позволява увеличаване на съотношението „якост/тегло” на съответния конструкционен елемент, а от там и на цялата конструкция.

§2. Дифузия

Много съществен фактор при ТО е дифузията. В редица случаи тя е основният процес, който определя характера (вида) на ТО и оттам – свойствата на изделията. Спрямо дифузията се предявяват различни изисквания. Например при химико-термична обработка се изисква висока скорост на дифузия, а при закаляване, целта е въобще да не протича дифузия.

Фазовите превръщания са свързани с процеси на дифузия, които, както всеки друг процес, протичат във времето. Следователно ТО се състои в целенасочено създаване на условия, които ускоряват или възпрепятстват дифузионния процес, водещ до формиране на равновесна, респективно неравновесна структура. *Процесът дифузия представлява изменение на местоположението на атомите (йоните) в газове, течности и твърди тела.* Разликата в съставите между две точки от една фаза (например нехомогенен кристал) причинява при подходящи усло-

вия дифузионен поток, т. е., миграция на атоми от точката с по-голяма концентрация към точката с по-малка концентрация. Процесът, който по природа е необратим, протича до изравняване на концентрациите в двете точки. Масата вещество dm , преминаваща през единица сечение от точка 1 към точка 2, разстоянието между които е dx , е пропорционална на разликата между концентрациите dc в двете точки и на времето dt :

$$J = -D \frac{dc}{dx}, \quad (1.2)$$

където $J = \frac{dm}{dt}$ е плътност на дифузионния поток; $D = Ae^{-\frac{Q}{RT}}$ е коефициент на дифузия, зависещ от температурата; A е величина, слабо зависеща от температурата; Q е активиращата енергия (за мол); R е газова константа; T е абсолютната температура. Уравнение (1.2) описва първия закон на дифузията, формулиран от немския физик и физиолог Адолф Фик. Очевидно, количеството дифундиращо вещество е толкова по-голямо, колкото е по-голяма разликата в концентрациите, по-продължително е времето и по-малко е разстоянието между двете точки.

Ако изразът за коефициента на дифузия се логаритмува, т.е. $\ln D = \ln A - \frac{Q}{RT}$, се вижда, че малка промяна на температурата T влияе силно върху коефициента на дифузия. Скоростта на дифузия (плътността на дифузионния поток) зависи и от други фактори, като например големината на концентрацията, степента на студената пластична деформация и др.

Първият закон на дифузията се отнася до установен дифузионен поток, т.е., концентрацията на насищания елемент в коя да е точка от дифузионния слой остава постоянна с течение на времето. Когато концентрацията на насищания елемент се изменя в дълбочина на дифузионния слой с течение на времето, дифузионният поток е неустановен (нестационарен). Изменението на концентрацията във времето и в дълбочина се дефинира от втория закон на дифузията, формулиран също от Адолф Фик:

$$\frac{\partial c}{\partial t} - D \frac{\partial^2 c}{\partial x^2} = 0 \quad (1.3)$$

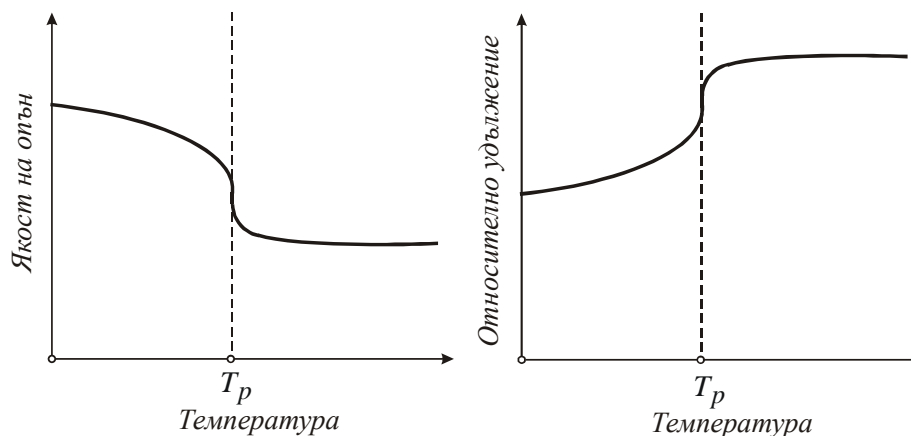
Горното уравнение се решава само за определени гранични условия.

§3. Рекристализационно отгряване

На рекристализационно отгряване се подлагат метали и сплави, които преди това са били подложени на студена пластична деформация (в резултат са си повишили якостта и твърдостта, а са си понижали пластичността), с цел възстановяване на пластичността. Студено деформираният метал е с раздробени зърна на много преплъзнати едно спрямо друго блокчета със запазени връзки помежду им. Тъй като следствие на преплъзването на блокчетата общата повърхност на зърната е увеличена и кристалната решетка е деформирана, свободната енергия в деформирания метал е увеличена. От термодинамична гледна точка металът е неустойчив и при загряване в него настъпват промени, поради намаляване на свободната му енергия. Промените зависят от температурата и времето на нагряване. При ниски температури не възникват структурни промени, но механичните свойства се променят. Зърната остават преплъзнати едно спрямо друго на блокчета, но напрегната решетка се изправя. В резултат се увеличава пластичността, но се намалява твърдостта – наблюдава се известно разякчаване на метала. Това явление се нарича *възвръщане*.

С повишаване на температурата на границите на раздробените зърна и в равнините на преплъзване се образуват центрове, около които нарастват нови кристали. Те поглъщат обкръжаващите ги раздробени кристали до пълното им изчезване. Новите кристали изпълват пространството, взаимно възпрепятствайки разтежа си. Поради това те приемат случайни форми, аналогично на разтежа на кристалите в замръзваща стопилка. С цялостното изпълване на пространството с новите закръглени кристали завършва процесът на *първична рекристализация*. Големината на новите кристали зависи от температурата, времето на отгряване и от степента на студена пластична деформация. Колкото температурата и времето са по-големи, толкова по-едри зърна се образуват. От друга страна, колкото по-голяма е степента на студената пластична деформация, толкова повече кристализационни центрове се образуват и по-дребни кристали се формират. Освен това при по-голяма степен на студена пластична деформация процесът на рекристализация протича по-бързо. *Най-ниската температура, при която след известно задържане започва процесът на първичната рекристализация, се нарича рекрис-*

тализация температура. Счита се, че $T_p \approx 0.4T$, където T_p и T са съответно абсолютните температури на рекристализация и на топене. Например, рекристализационната температура на желязото е около 450°C . Следва да се отбележи, че T_p зависи от големината на изходните зърна, степента на студена деформация и от времето на задържане при определена температура.



Фиг. 1.4. Изменение на якостта и относителното удължение при рекристализация

Фиг. 1.4 показва изменението на якостта на опън и на относителното удължение на желязо след загряване и 25-минутно задържане при различни температури. С увеличаване на температурата якостта на опън намалява. След достигане на рекристализационната температура T_p се наблюдава скокообразно намаляване на якостта, дължащо се на първичната рекристализация. По-нататъшното увеличение на температурата практически не води до следващо изменение на якостта. По аналогичен начин се променя и относителното удължение, но трендът е противоположен: с увеличаване на температурата се увеличава удължението и след достигане на рекристализационната температура следва скокообразно увеличение; следващото повишение на температурата след първичната рекристализация слабо променя относителното удължение.

След завършване на първичната рекристализация, т.е. след като деформираните кристали възвърнат формата си и целия обем на метала е изпълнен със закръглени зърна, нарастването на зърната продължава. Този процес се нарича *вторична рекристализация*. Характерно за нея

е, че не се образуват нови кристализационни центрове, а съществуващите зърна взаимно се поглъщат, в резултат на което нарастват, а броят им намалява. Тенденцията е да се образува монокристал с минимална повърхност. По ред причини (например, образуване на двойници) това не се случва. Крайната едрина на зърната, аналогично на едрината на зърната след първична рекристализация, зависи от трите фактора: 1) температура; 2) време на задържане; 3) степен на предварителната студена деформация. При по-малка деформация се получават по-едри зърна.

Може да се направят следните обобщения за рекристализационното отгряване:

- Металът, подложен на рекристализация, губи деформационната си текстура (деформирана структура) и свързаната с нея анизотропност: той се разякчава, което се изразява в отстраняване на наклепа (механично уякчаване) и на остатъчните напрежения от първи и втори род.

- При рекристализацията не настъпват фазови промени. Процесът се основава на самодифузията и е необратим.

- Обработването чрез пластично деформиране при температура, по-малка от температурата на рекристализация, се приема за студена обработка (cold work), например изтегляне на тел през дюза, студено разширение на отвори в аероиндустрията и т.н. В първия случай (изтегляне през дюза) съпътстващия обработката наклеп е нежелан и след няколко операции се налага провеждане на междуоперационно рекристализационно отгряване за отстраняване на наклепа. Във втория случай (студено разширение на отвори) целта е именно постигане на механично уякчаване (следствие от провлачването на повърхностния и подповърхностни слоеве метал), в резултат на което се формират полезни остатъчни напрежения на натиск около отвора.

- Пластичното деформиране при температура, по-висока от рекристализационната температура (за някои метали като оловото, тази температура е отрицателна) се разглежда като гореща обработка, тъй като пластичната деформация ще бъде последвана от рекристализация и няма да се образува механично уякчаване (наклеп). Тъй като пластичната деформация в студено и в горещо състояние има един и същ механизъм, горещото пластично деформиране може да се разглежда като последователност от студено пластично деформиране и следващо рекристализационно отгряване.

§4. Отгряване с фазова прекристализация

Целта на тази ТО е да се измени размерът на зърната, да се премине от неравновесно в равновесно състояние на сплавта или да се отстранят някои дефекти, получени при леене или при пластично деформиране. Този вид отгряване се прилага като самостоятелна или като предварителна ТО. Самото име показва, че отгряването се извършва при температури, по-високи от температурата на фазово превръщане. Когато след нагряване и задържане при съответната температура се извърши равновесно охлаждане, се получава равновесна структура. Равновесното охлаждане се извършва с достатъчно малка скорост, за да има достатъчно време за пълно фазово превръщане. В действителност структурата на сплавите не е равновесна, защото охлаждането практически се извършва със скорости, по-големи от равновесната скорост. *Отгряването с фазова прекристализация осигурява структура на сплавта, близка до равновесната. Тази ТО се състои в нагряване до температура, лежаща над точката на фазово превръщане (за да се навлезе в област на еднофазово състояние), задържане при тази температура (за да се осигури температурно хомогенизиране) и следващо бавно охлаждане (за да се осигури равновесно превръщане). Обикновено сплавта се охлажда заедно с пещта, в която е била нагрята. Като резултат от това пълно отгряване, сплавта става мека и пластична.*

Когато охлаждането се извършва на спокоен въздух, ТО се нарича *нормализация*. Охлаждането може да се осъществи и при постоянна температура. Тогава се говори за *изотермично отгряване с фазова прекристализация*. В този случай охлаждането се осъществява в солна или оловна вана с температура, малко по-ниска от евтектоидната, задържане на сплавта във ваната до пълно разпадане на твърдия разтвор и оставяне на спокоен въздух.

Отгряването с фазова прекристализация:

- повишава пластичността на сплавта;
- подобрява обработваемостта чрез рязане;
- издребнява структурата;
- отстранява напълно остатъчните напрежения от първи и втори род;
- премахва неблагоприятна структура, получена като резултат от някакви въздействия;
- подготвя сплавта за друг вид ТО.

§5. Закаляване

На този вид ТО се подлагат само сплави, които при загряване и охлаждане претърпяват фазови превръщания, което може да се види от диаграмата на състояние на съответната сплав. *Закаляването се състои в нагриване до температура, по-голяма от температурата на фазовите промени, задържане известно време и следващо бързо охлаждане.* Поради голямата скорост на охлаждане дифузията се възпрепятства и при стайна температура се фиксира неравновесна структура, която е характерна за високи температури. Тази ТО се отличава от отгряването по скоростта на охлаждане. При закаляването скоростта на охлаждане е голяма, докато при отгряването тя е близка до равновесната. Като резултат при отгряването се получава равновесна структура, а закаляването води до неравновесна структура. По принцип, по-високата скорост на охлаждане, в сравнение с равновесната, води до по-издребнена структура, в резултат на което се получава по-голяма якост и твърдост. Очевидно съществува възможност за охлаждане с различни скорости (между равновесната и тази при закаляване), които осигуряват различни структури.

Закаляването е ТО, при която чрез бързото охлаждане се фиксира състояние на сплава при стайна температура, което състояние е: 1) *характерно за високи температури; 2) междинно, неустойчиво състояние.* Когато чрез бързо охлаждане се фиксира състояние, което е характерно за високи температури (т.е., първият вариант), се получава т. нар. *истинско закаляване*. Вторият вариант – фиксиране на междинно неустойчиво състояние, представлява *закаляване в по-широк смисъл*.

Свойствата на сплавите, а оттам и експлоатационното им поведение, зависят от тяхната структура. Получената неравновесната структура на закалената сплав има различни свойства от равновесната. Най-често тя е с голяма твърдост и статична якост. Не трябва да се приема, че винаги закаляването на една сплав има за цел (и като резултат) значително повишаване на твърдостта ѝ, какъвто е широко известният частен случай на закаляване на стоманите, известно още от древността. Но и при стоманите има изключение. Например закаляването на хром-никелова аустенитна стомана от 1100°C във вода довежда до практически чисто аустенитна структура с намалена якост и твърдост, но значително повишена пластичност. На закаляване се подлагат и голям брой сплави на цветните метали. Например закаляването на бронзите, сплави на медна ос-

нова, също е известно от древността. От началото на 20-ти век широко приложение е намерило закаляването на алуминиеви сплави. В този случай закалената сплав представлява преситен твърд разтвор и има малка твърдост. Увеличението на твърдостта и якостта е резултат на вторични процеси, които протичат при стайна температура или при малко по-висока температура.

§6. Отвъръщане

1. Същност

Отвъръщането е ТО, на която се подлагат само закалени сплави. След закаляване, преситеният твърд разтвор е в нетипично за стайна температура състояние. Причината, която го задържа в това нестабилно състояние, е ниската подвижност на атомите при стайна температура. При отвъръщането сплавта преминава от принудително създаденото след закаляване нестабилно състояние в по-устойчиво състояние. Причината е създаване на условия (с повишаване на температурата) за протичане на дифузия. Следователно, между отвъръщането и рекристализационното отгряване съществува формално сходство: и в двата случая чрез повишаване на температурата се преминава от неустойчиво състояние, получено в резултат на някаква обработка, към по-устойчиво състояние. Като резултат от отвъръщането се разпада неравновесната структура, получена след закаляване, а като следствие намалява твърдостта на материала. Целта на отвъръщането обаче е премахване на вътрешните напрежения, които се получават при закаляване, и на крехкостта, а неизбежното (нежелано) намаляване на твърдостта е резултат от нагряването и разпадането на неравновесната структура. Отвъръщането не се използва като самостоятелен вид ТО, а само след закаляване.

2. Стадии на разпадане на преситения твърд разтвор

При отвъръщането закалената сплав се нагрява до температура, лежаща под точката на фазово превръщане. С повишаване на температурата започва разпадане на преситения твърд разтвор, протичащо в три стадия. През първия стадий разпадане все още не настъпва. В твърдия разтвор се образуват зони, обогатени с веществото, което трябва да се отдели от разтвора под някаква форма. Това ново състояние може да се

установи чрез рентгеноструктурен анализ или по косвен път, като например изменение на някои физико-механични свойства. През втория стадий на разпадане се отделят субмикроскопични частици на новата фаза, които могат да се открият чрез електронен микроскоп, или чрез рентгеноструктурен анализ. Тези частици създават микронапрежения в твърдия разтвор и повишават твърдостта и якостта на сплавта. Това явление се нарича *дисперсионно твърдеене*. На него се дължи възможността за повишаване на якостта на някои сплави, като алуминиевите например. През третия стадий на разпадане отделните фини кристали започват да нарастват, т.е. образуват се по-едри и по-малко на брой кристали на новата фаза, които могат да се наблюдават с металографски микроскоп. През този трети стадий се понижава якостта и твърдостта на сплавта.

3. Видове отвъръщане

Отвъръщането може да се класифицира като *смекчаващо* и като *уякчаващо* отвъръщане. Когато отвъръщането се доведе до третия стадий на разпадане на твърдия разтвор, се говори за смекчаващо отвъръщане. Ако отвъръщането на закалената сплав се проведе при ниска температура (до втория стадий на разпад), се получава фино разпределение на новата фаза. Това състояние се характеризира с голяма твърдост и якост. Такова отвъръщане, което се довежда до втория стадий на разпад на твърдия разтвор, се нарича *уякчаващо отвъръщане*.

4. Стареене

За някои сплави разпадането на преситения твърд разтвор протича при стайна температура, поради което то достига само до втория стадий. Поради високата дисперсност на отделената фаза твърдостта на сплавта се увеличава. Това явление се нарича *естествено стареене*. Сплави, които след закаляване *старяят*, се наричат *стареещи сплави*. За някои сплави е необходимо малко повишение на температурата (100 – 200°C), за да настъпи разпадане на твърдия разтвор, получен след закаляване. Този процес се нарича *изкуствено стареене*.

5. Подобряване

Термообработката, състояща се от закаляване и следващо отвъръщане, се нарича *подобряване*. Например за осигуряване на добра обработваемост чрез рязане на закалена стомана, тя се подлага на високотем-

пературно отвързване. *Естественото стареене е всъщност отвързване при стайна температура.* Охлаждането на закалената сплав до температура, по-ниска от стаината, очевидно ще запази твърдия разтвор. *Следователно закаляването на една сплав и следващото стареене също представляват подобряване.*

§7. Химико-термична обработка

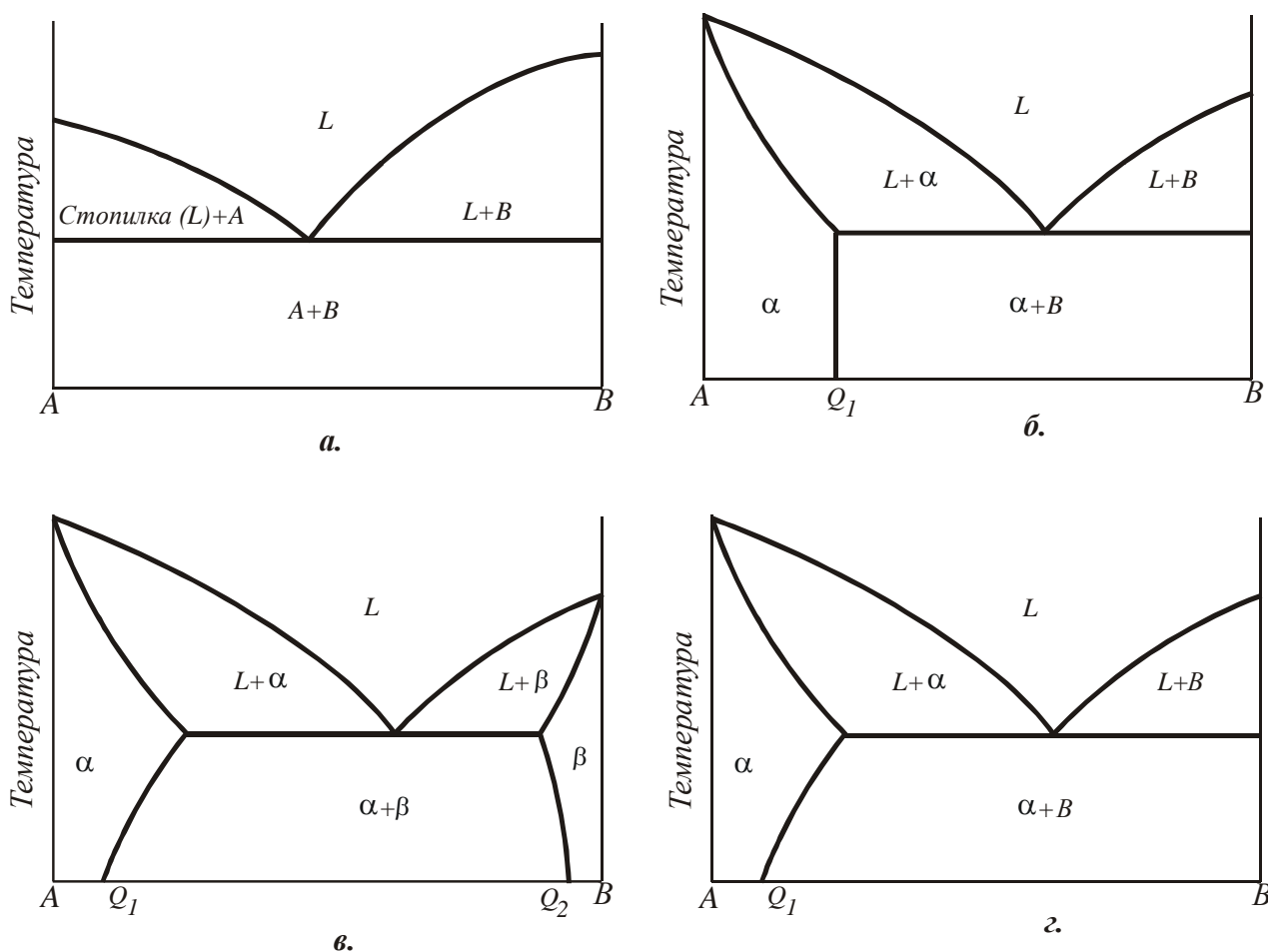
Химико-термичната обработка (ХТО) променя химичния състав на повърхностния слой на изделието. ХТО се основава на свойствата на металите и сплавите да разтварят в твърдо състояние други химични елементи или пък да образуват химични съединения с тях. ХТО се извършва при температури, осигуряващи достатъчна скорост на дифузия на атомите на съответния елемент, с който се насища повърхностния слой на детайла, а последният е разположен в среда, която е постоянен доставчик на този елемент. Като резултат от ХТО се променят в желана посока свойствата на повърхностния слой (surface integrity) на детайла, а като резултат се подобрява експлоатационното поведение на детайла. Например, насищането на повърхностния слой на стоманено изделие с азот повишава повърхностната микротвърдост, въвежда полезни остатъчни напрежения на натиск, а като резултат се повишава износоустойчивостта и якостта на умора. Чрез ХТО може да се преследва и друг резултат – например да се подготви детайлът за следваща ТО, какъвто е случаят със закаляване на ниско-въглеродна стомана след цементация (насищане на повърхностния слой с въглерод).

§8. Зависимост между диаграмите на състоянията на сплавите и възможностите за термична обработка

На ТО се подлагат както чистите метали, така и сплавите, но не всички видове ТО са приложими и в двата случая. Например, повечето видове ТО се прилагат само за сплавите и не се отнасят за чистите метали. Освен това не всички сплави притежават еднакви възможности за ТО. Това зависи от диаграмата на състоянията на сплавите и от състава им. Чрез диаграмите на състоянията може да се определи на пръв пог-

лед какви видове ТО може да се приложи на съответната сплав и в какви температурни интервали трябва да се проведат, независимо, че измененията в структурите при ТО да не протичат така, както при охлаждане с равновесна скорост.

Рекристализационното отгряване се провежда при температури, при които не настъпват фазови промени, поради което е приложимо както за чистите метали, така и за сплавите. Останалите видове ТО са приложими само за сплави, които при нагряване и охлаждане претърпяват фазови превръщания. Освен това, сплавите, които се подлагат на отгряване с фазова прекристализация, нормализация, закаляване и отвърщане, трябва да имат ограничена разтворимост на компонентите, която да се изменя значително при нагряване и охлаждане.



Фиг. 1.5. Диаграма в твърдо състояние: а. пълна неразтворимост в твърдо състояние; б. ограничена разтворимост на елемента В в А и пълна неразтворимост на А в В; в. ограничена разтворимост; г. ограничена разтворимост на елемента В в А и пълна неразтворимост на А в В

Сплави, които не претърпяват структурни и фазови промени след втвърдяване, и имат диаграма на състоянието от типа пълна неразтворимост с евтектикум в твърдо състояние (фиг. 1.5а), могат да бъдат подлагани само на рекристализационно отгряване, аналогично на чистите метали. За сплави, съставени от два метала A и B , с ограничена разтворимост в твърдо състояние с евтектикум (фиг. 1.5б), освен рекристализационно отгряване, може да бъде приложена и химико-термична обработка в областта на α -твърдия разтвор. Тя се състои в увеличаване на концентрацията на компонента B наляво от точка Q_1 . Сплавите с ограничена разтворимост в твърдо състояние (фиг. 1.5в) позволяват по-големи възможности за ТО. В тях се образуват смесени кристали (твърд разтвор), които в кристалната си решетка имат атоми и от двата метала. Сплави от областта на твърдите разтвори α и β със състав наляво от точка Q_1 и надясно от точка Q_2 могат да бъдат подложени на рекристализационно отгряване и на химико-термична обработка. Сплавите, които имат концентрация между точки Q_1 и Q_2 могат да се подлагат на рекристализационно отгряване, закаляване и отвъръщане. Закаляването се състои във фиксиране на преситени твърди разтвори, от които след това при отвъръщане могат да се отделят фазите, пресищащи твърдите разтвори. Аналогична ТО имат и сплавите с диаграма от типа, показан на фиг. 1.5г.

ГЛАВА 2. ТЕОРЕТИЧНИ ОСНОВИ НА ТЕРМИЧНАТА ОБРАБОТКА НА СТОМАНАТА

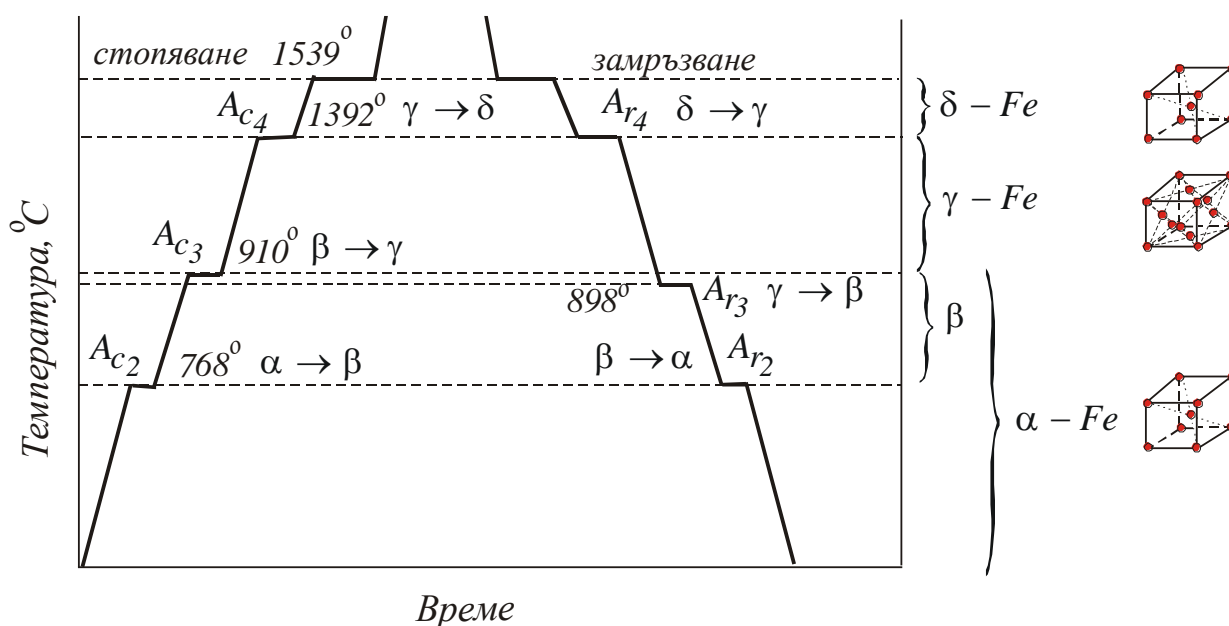
§9. Желязо, железни сплави, структурни елементи и техните свойства

1. Химически и технически чисто желязо

Химически чисто желязо не е получено досега. Чрез известните промишлени методи се получава желязо с чистота 99.8-99.9%. По-висока чистота (99.95-99.98%) се постига чрез стопяване на електролитно желязо. Нищожно количество примеси в желязото чувствително променят свойствата му. Затова свойствата на желязото са определени с известно приближение. Колкото чистотата му е по-висока, толкова по-високи са електропроводимостта и топлопроводимостта на желязото. Технически чистото желязо намира малко приложение в практиката поради ниските си механични характеристики – якост на опън $180-250 \text{ MPa}$, твърдост Бринел около 50 единици и относително удължение около 50%. Използва се най-вече в електротехниката, поради специалните си магнитни свойства. За да се получи малка коерцитивна сила, желязото трябва да се термообработи с цел получаване на възможно по-едри зърна. Технически чистото желязо може да замести медта в случаите, когато критерият за избор са механичните свойства – например когато се изисква малка твърдост и добра пластичност.

Желязото е полиморфен метал. В температурния интервал от 0 до 910°C кристалната му решетка е кубична обемно-центрирана и се означава с $\alpha\text{-Fe}$. При 910°C кубичната решетка се трансформира в стенно-центрирана $\gamma\text{-Fe}$, а при 1392°C се преобразува отново в обемно-центрирана $\delta\text{-Fe}$, която се запазва до 1539°C , при която температура желязото се топи. При охлаждане на разтопено желязо се появяват същите трансформации (полиморфни форми) в обратен ред при същите температури, с изключение на превръщането $\gamma\text{-Fe} \rightarrow \alpha\text{-Fe}$, което настъпва при 898°C вместо при 910°C . Преохлаждането с 12°C е проявление на термичен хистерезис. Освен промяна на кристалната решетка на желязото при нагряване и охлаждане, се извършват промени и с магнитните му свойства. При нагряване и достигане на точката на Кюри (768°C), желя-

зото загубва магнитните си свойства и при по-високи температури е немагнитно (немагнитното $\alpha\text{-Fe}$ по-рано неправилно е означавано като $\beta\text{-Fe}$ в температурния интервал $768^{\circ}\text{C} - 910^{\circ}\text{C}$). При охлаждане, магнетизмът на желязото се възвръща при същата температура (768°C). Полиморфните и магнитни превръщания на желязото са свързани с поглъщане и излъчване на топлина. По тази причина върху време-температурните криви на загряване и охлаждане се появяват точки на задържане на температурата (фиг. 2.1) (означенията на точките с буквата A и съответните индекси са обяснени в §11).



Фиг. 2.1. Полиморфни превръщания на чистото желязо при нагряване и охлаждане

2. Железни сплави

В практиката намират широко приложение сплавите на желязото с други елементи – метали и неметали. Едни от тях влизат в състава на железните сплави още в процеса на получаването им, поради което са техни неизбежни спътници; това са C , Mn , Si , P и S . Други химични елементи, като Cr , Ni , W , V , Mo и др., се прибавят към железните сплави, за да изменят в желана посока някои от свойствата на сплавите. От постоянните спътници на железните сплави P и S са вредни и количеството им трябва да бъде възможно най-малко. Останалите три елемента – C , Mn и Si , са полезни и чрез тяхното количество се регулират свойствата на обикновените (нелегирани) сплави на желязото. Най-важният от вси-

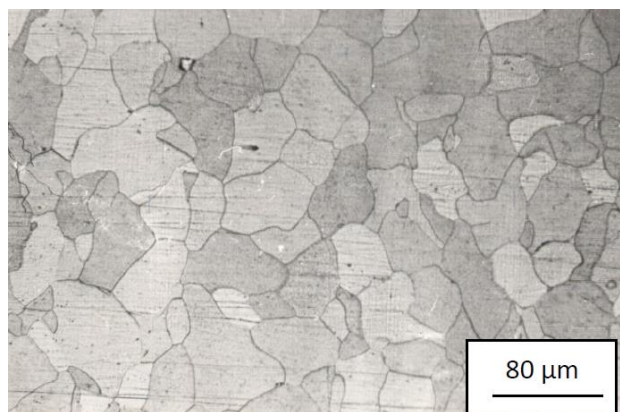
чки елементи в състава на железните сплави е въглеродът, откъдето най-голямо значение за практиката имат сплавите от системата желязо – въглерод. В тези сплави въглеродът влиза или в свободно състояние (елементарен въглерод под формата на графит), или химически свързан с желязото в железен карбид – цементит Fe_3C . В първия случай се получава т. нар. стабилна или графитна система $Fe - C$. Във втория случай цементитът е самостоятелна компонента, която е неустойчива и при определени условия се разпада на желязо и въглерод. Затова цементитната (или карбидната) система $Fe - Fe_3C$ се означава като метастабилна система.

3. Елементи на структурата на желязо-въглеродните сплави

Желязото и въглеродът образуват различни елементи на структурата на желязо-въглеродните сплави в зависимост от условията, при които се образуват и от състава им.

Ферит

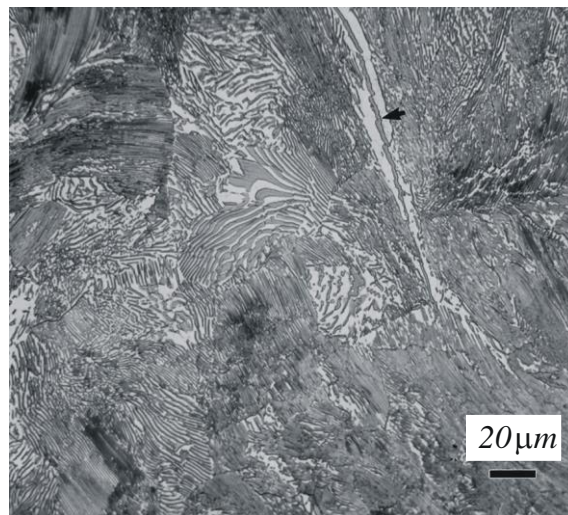
Феритът е фаза и представлява твърд разтвор на въглерода в $\alpha-Fe$. При стайна температура феритът може да разтвори най-много 0.008% въглерод, а при $727^\circ C$ - 0.02% въглерод. В желязо-въглеродните сплави феритът съдържа не само въглерод, но и Si , Mn , P и други елементи, които могат значително да изменят свойствата му. Структурата на ферита е аналогична на тази на чистото желязо и се състои от еднообразни зърна (фиг. 2.2). Кристалната решетка на ферита е кубична обемно-центрирана, тъй като той е $\alpha-Fe$, в чиято решетка е разтворен въглеродът. Феритът притежава магнитни свойства до температура $760^\circ C$. Той е мек и пластичен с твърдост (когато е чист) $600HB$.



Фиг. 2.2. Ферит в отгрято желязо [4]

Цементит

Цементитът е фаза и представлява химическо съединение Fe_3C – желязен карбид с 6.67% въглерод. Кристалната му решетка е тетрагонална. До $210^{\circ}C$ е феромагнитен. Топи се при около $1250^{\circ}C$. Цементитът е много твърд ($HRC > 65$), но и много крехък. Той е нестабилно съединение, тъй като при повишаване на температурата над $400^{\circ}C$ се разпада на желязо и въглерод (графит). Когато цементитът се образува направо от стопилката, се нарича първичен. Вторичният цементит се отделя в процеса на охлаждане от разтвор на въглерода в $\gamma-Fe$ (аустенит), а третичният цементит се отделя от ферита. Цементитът в структурата на желязо-въглеродните сплави им придава твърдост и крехкост. Той показва светъл лом при разрушение и може да има различна форма: във вид на мрежи (фиг. 2.3), които обвиват други елементи на структурата, във вид на игли, или като светли отделяния.

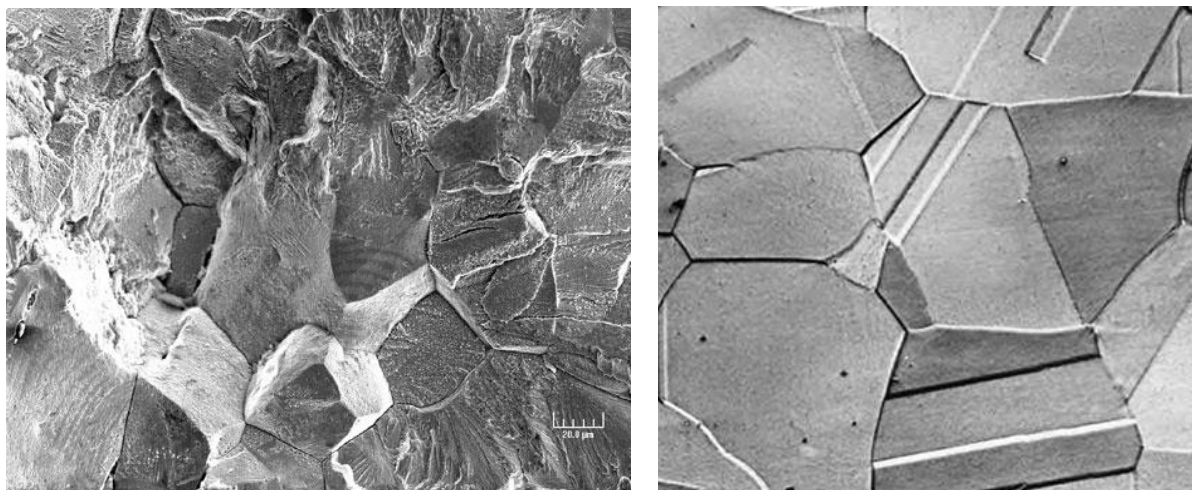


Фиг. 2.3. Цементит във вид на мрежи [10]

Аустенит

Аустенитът е фаза и представлява твърд разтвор на въглерод в $\gamma-Fe$. Той има стенно-центрирана кубична решетка, в центъра на която е разположен въглеродният атом. Аустенитът е немагнитен. Той е стабилен само в температурния интервал, в който съществуват γ -модификации на желязото, т.е. в интервала от $910^{\circ}C$ до $1392^{\circ}C$. Количеството на разтворения въглерод определя интервала на стабилност на аустенита, като при $0.83\%C$ аустенитът е устойчив до $727^{\circ}C$, след което се разпада на ферит и цементит. Някои легиращи елементи (Ni , Mn , N) разширяват ус-

тойчивите граници на аустенита до стайна температура. Разтворимостта на въглерода в аустенита се изменя в зависимост от температурата, като при 1147°C може да достигне най-много 2.14% . Аустенитът е жилав и пластичен. При минимално количество примеси има твърдост $170 - 220 \text{ HB}$. Аустенитът има характерна структура, в която се виждат рязко очертани еднородни зърна с двойници (фиг. 2.4).

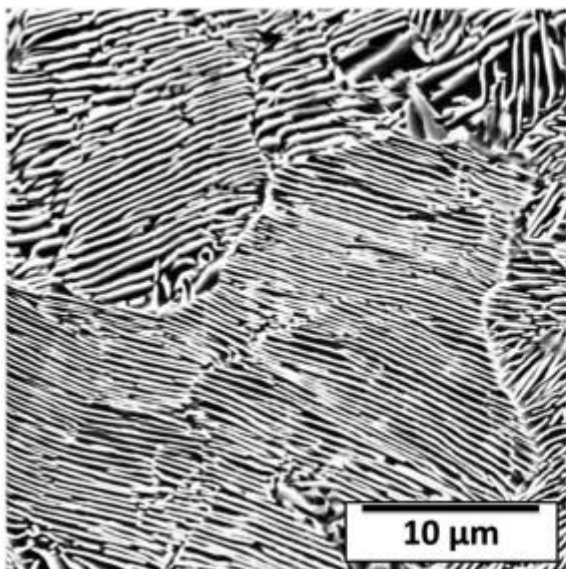


Фиг. 2.4. Аустенит – SEM изображения

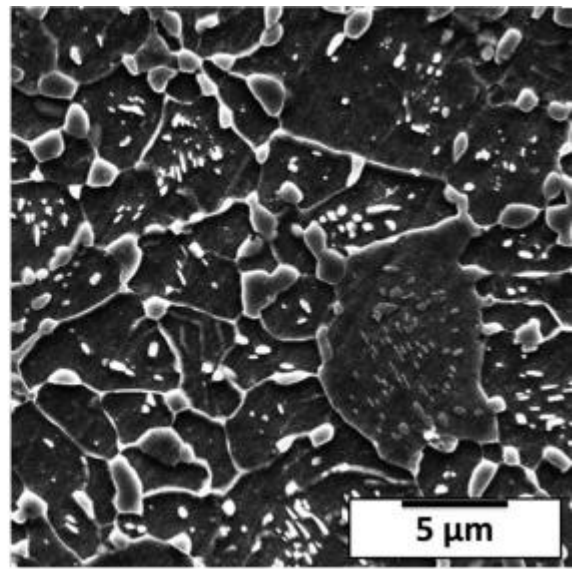
Перлит

Представлява кристална смес от ферит и цементит. Перлитът е елемент на структурата, но не е фаза (която е хомогенна част от системата). Под микроскоп перлитът проблясва подобно на седефа, откъдето идва и името му – от Perlmutter. Перлитът е евтектоид на системата желязо-железен карбид и се получава от разпадането на аустенит със съдържание на въглерод 0.83% при 723°C . Примесите могат да увеличат или да намалят съдържанието на въглерод в перлита. Когато перлитното зърно е изградено от пластинки (ламели), перлитът се нарича пластинчат (ламеларен) – светлите пластинки са цементитни, а тъмните са феритни (фиг. 2.5а). Като резултат от специална ТО цементитът може да получи вид на малки закръглени зърна, поместени във феритна основа. Този перлит се нарича зърнест (глобуларен) (фиг. 2.5б).

Тъй като перлитът се състои от една мека фаза (ферит) и една твърда фаза (цементит), механичните му свойства зависят от вида, големината и разпределението на тези два кристални вида. Якостта е в границите $\sigma_B = 550 - 1300 \text{ MPa}$, а твърдостта е $\text{HB} = 160 - 260 \text{ MPa}$.



а.

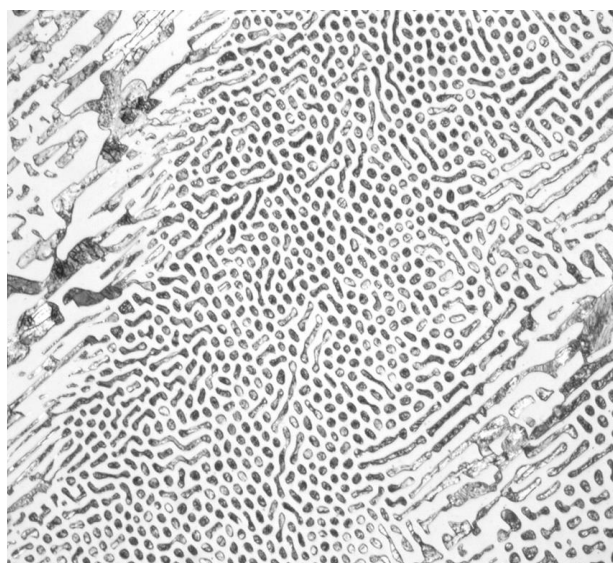


б.

Фиг. 2.5. Перлитна структура – SEM снимки: а. пластинчат перлит; б. зърнест перлит [10]

Ледебурит

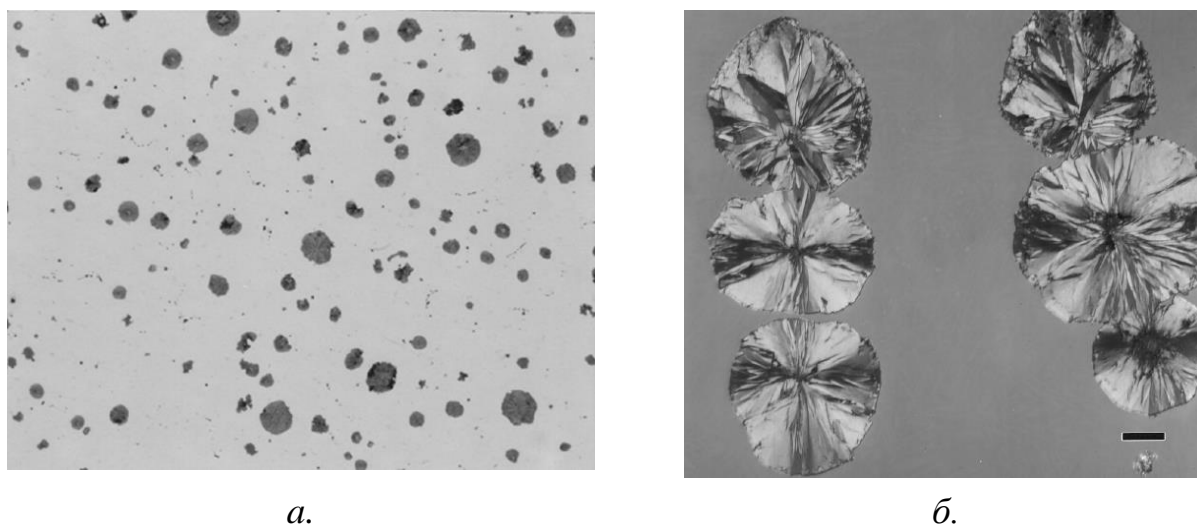
Ледебуритът е елемент на структурата на желязо-въглеродните сплави (главно на чугуните), но не е фаза. Той се състои от две фази и съдържа 4.3% въглерод. В температурния интервал между 1147°C и 727°C той е изграден от аустенит и цементит, а под 727°C се състои от ферит и цементит. Под микроскоп ледебуритът изглежда бяла маса – цементит с тъмни петна от перлит върху нея (фиг. 2.6). Ледебуритът е много твърд ($HB > 7000 \text{ MPa}$) и крехък.



Фиг. 2.6. Ледебурит в бял чугун ($\text{Fe}-4,0\% \text{ C}-0,3\% \text{ Si}-0,16\% \text{ Mn}-0,91\% \text{ Cr}$) [10]

Графит

Графитът е една от двете кристални модификациите на чистия въглерод (другата е диамантът). Кристалната му решетка е хексагонална. Графитът се съдържа в структурата на сивите чугуни и на графитизираната стомана. Може да се наблюдава под микроскоп, без да се разяжда с реактив полираната повърхнина на шлифа. Формата на графита може да бъде доста различна (пластинки, гнезда, зърна) в зависимост от условията, при които е образуван (фиг. 2.7). Графитът е с много ниска якост и присъствието му в структурата води до намаление на якостта поради намаленото носещо сечение на металната матрица и концентрацията на напреженията.



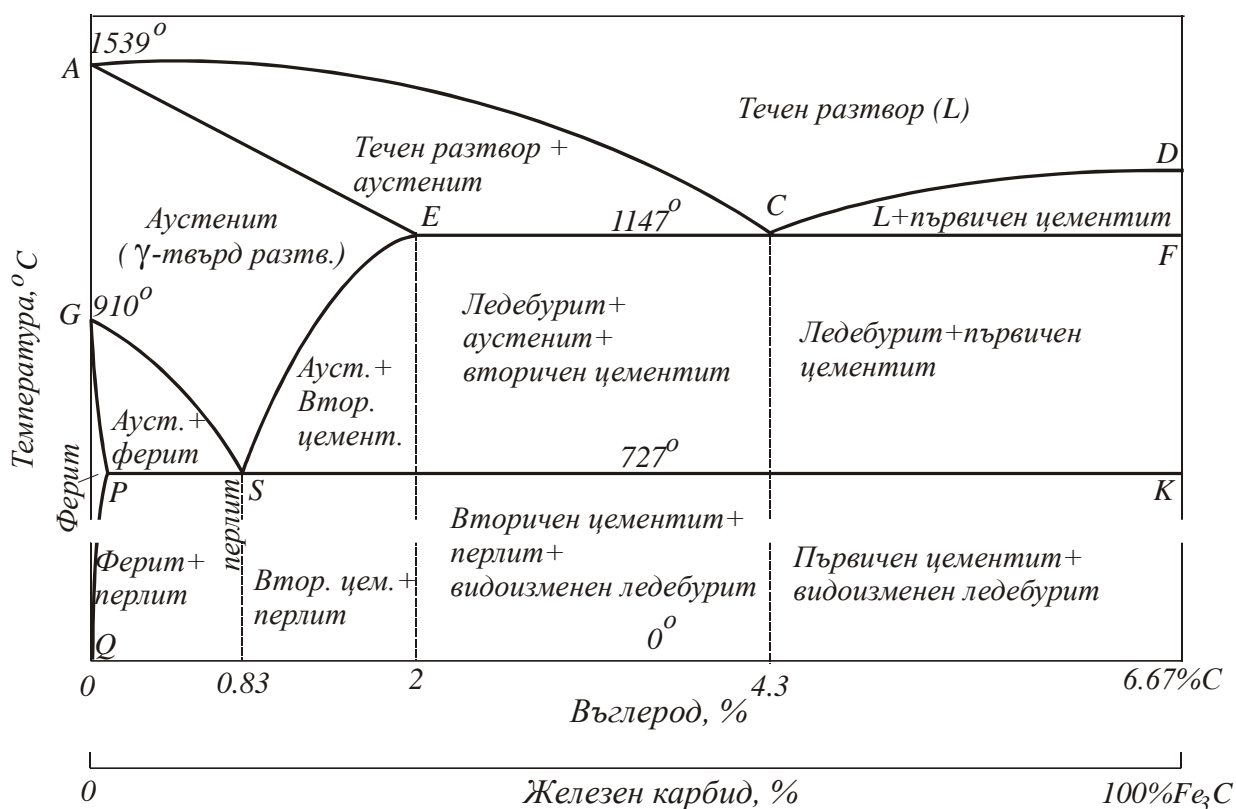
Фиг. 2.7. По-големи, добре оформени сфероидални графитни зърна в ковък чугун: а. полиран шлиф 200X; б. микроструктура на сфероидалния графит, увеличителен бар 20 μm [10]

4. Метастабилна система Fe – Fe₃C

Метастабилната система Fe₃C обхваща всички желязо-въглеродни сплави между 0 и 100% Fe-Fe₃C (фиг. 2.8). За удобство в практиката, по абцисата се нанася преизчисленото в проценти съдържание на въглерод – от 0 до 6.67%. По този начин 100% Fe₃C (най-вдясно на диаграмата) съдържа 6.67% въглерод. Показаната на фиг. 2.8 диаграма е опростена в горния си ляв ъгъл, тъй като тази част от диаграмата няма никакво значение за изясняване на теорията и практиката на ТО. Затова и обясненията за характера на кристализационния процес в тази част на

диаграмата ще бъдат с приближение. В крайна сметка след кристализацията ще се получи аустенит.

Диаграмата е от типа диаграми на ограничена разтворимост с евтектикум и евтектоидно разпадане на γ - твърдия разтвор. Отделните полиморфни модификации на желязото (α , γ и δ) са разтворители на въглерода и образуват съответно α - твърд разтвор (ферит), γ - твърд разтвор (аустенит) и δ - твърд разтвор (или δ смесени кристали), който не е показан на диаграмата, поради опростения горен ляв ъгъл. Тези разтвори, заедно с цементита, са основните фази на желязо-въглеродните сплави, кристализиращи по метастабилната система. По тази система се образуват структурите на всички стомани и на белия чугун.



Фиг. 2.8. Диаграма на състоянията на системата Fe – Fe₃C

Според съдържанието на въглерод желязо-въглеродните сплави се класифицират на две основни групи: 1) стомани с въглеродно съдържание до 2%; 2) чугуни, чието въглеродно съдържание е повече от 2%. От своя страна стоманите биват: подевтектоидни с въглеродно съдържание до 0.83%, евтектоидни – с 0.83% C, и наdevтектоидни, които съдържат над 0.83% въглерод до 2%. Чугуните се класифицират на: подевтектични – до 4.3% C, евтектични – 4.3% C, и наdevтектични с въглеродно съдър-

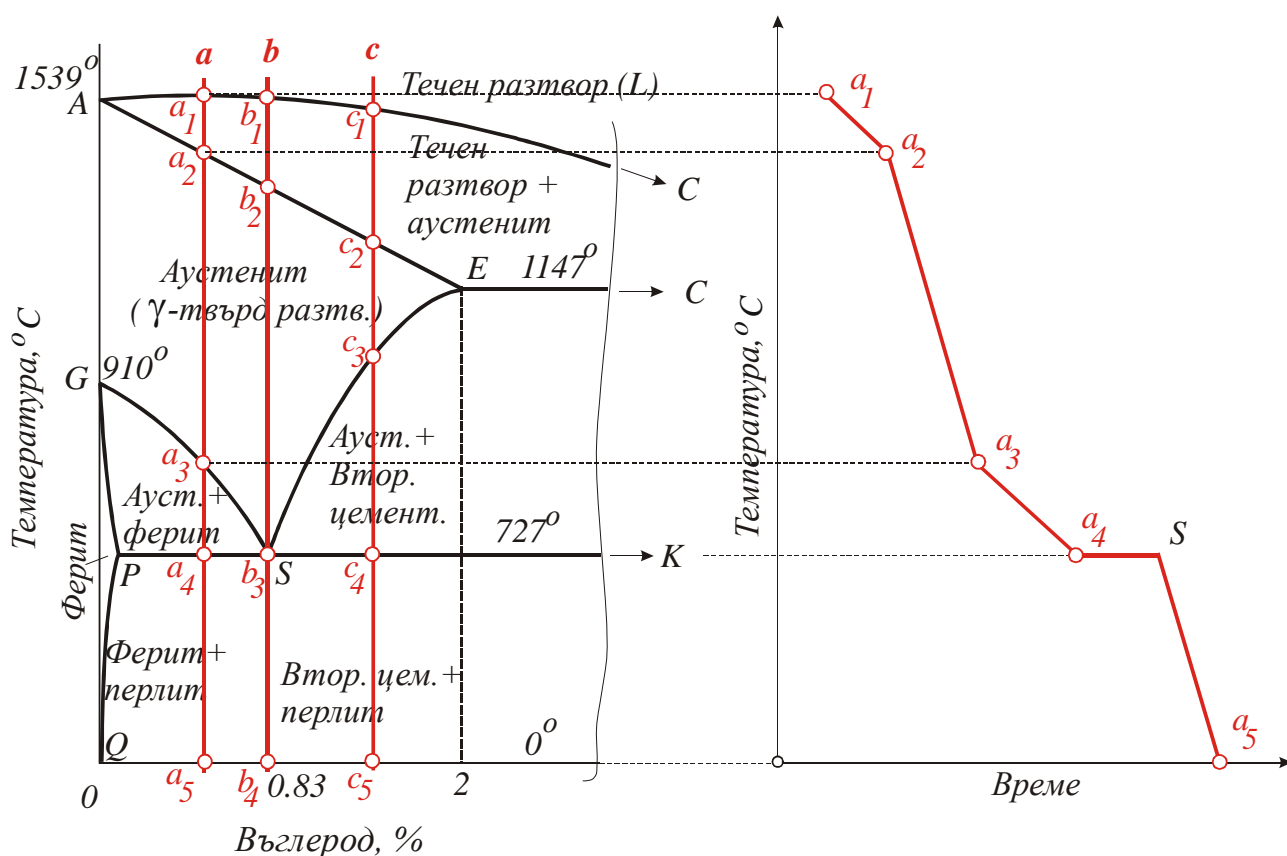
жание над 4.3% до 6.67% C. Границата от 2% C, разделяща стоманите от чугуните се характеризира с това, че надясно от нея се появява типичната за чугуните структура ледебурит, която не се среща в стоманите.

Върху желязовъглеродната диаграма има две характерни (критични) точки, при които протичат определени процеси на кристализация и промяна на структурата. Такива са евтектоидната точка S и евтектичната точка C.

§10. Образуване на структурата на стоманата

С цел по-голяма нагледност и яснота, образуването на структурата на стоманите (от стопилка) е показано на лявата част на опростената диаграма от фиг. 2.8.

1. Образуване на структурата на подевтектоидна стомана

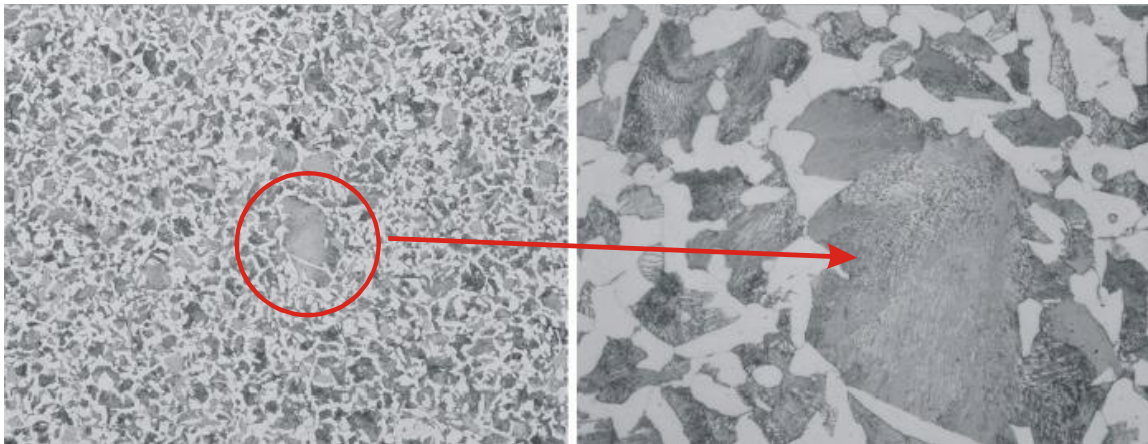


Фиг. 2.9. Образуване на структурите на стоманите при охлаждане от стопилка

Формирането на структурата на подевтectoидна стомана (права а) при охлаждане от стопилка (течен разтвор) до стайна температура е илюстрирано на фиг. 2.9. Когато температурата се понижи до т. a_1 на ликвидус линията AC започва кристализацията. В стопилката се образуват първите кристали аустенит. С понижаване на температурата се увеличава количеството на аустенитните кристали и намалява количеството на стопилката. Кристализацията завършва на солидус линията AE в точка a_2 . Аустенитната структура се запазва устойчива до т. a_3 , лежаща върху линията на насищане GS . От т. a_3 надолу започва отделяне на ферит от аустенита.

Феритът се отделя по следната причина. В т. a_3 се насища на желязо и започва да отделя излишъка. Тъй като температурата е по-ниска от $910^\circ C$ (точка на полиморфно превръщане на желязото) отделеното желязо се трансформира в $\alpha-Fe$. Последното разтваря в себе си въглерод и се образува ферит, който в равновесно състояние се намира на линията GP при съответната температура. Понеже въглеродното съдържание във ферита по линията GP е малко (максимално 0.02% в т. P), в останалите аустенитни кристали въглеродното съдържание се увеличава. С понижаване на температурата отделянето на ферит от аустенита продължава по отсечката a_3a_4 , като въглеродното съдържание се променя: за ферита по линията GP , а за аустенита по линията GS . В т. a_4 ($727^\circ C$) феритът съдържа $0.02\% C$, съответстващ на т. P , а аустенитът е добил евтектоиден състав, съдържащ $0.83\% C$, съответстващ на т. S . В тази точка аустенитът се разпада евтектоидно при постоянна температура на ферит със състав, съответстващ на т. P , и на цементит със състав, съответстващ на т. K (виж фиг. 2.8), с въглеродно съдържание 6.67% . Това разпадане се извършва в самото аустенитно зърно, като се образува перлит – напластяване на феритни и цементитни пластинки една до друга. Този процес на евтектоидно пълно разпадане на аустенита се извършва при постоянна температура ($727^\circ C$). Като резултат, в температурния интервал от $727^\circ C$ до стайна температура структурата на подевтectoидната стомана се състои от ферит и перлит. По този начин се формират структурите на всички подевтectoидни стомани с въглеродно съдържание от 0.02% (т. P) до 0.83% (т. S). Разликата се състои в местоположението на точки a_1 , a_2 и a_3 по линиите, съответно AC (виж. фиг. 2.8), AE и

GS , което местоположение определя количествено съотношението между елементите на структурата. Колкото е по-малко вълеродното съдържание на стоманата (минималното е 0.02%), толкова по-голямо е количеството на ферита и по-малко е количеството на перлита. Както и обратно: с увеличаване на въглерода в стоманата намалява ферита и се увеличава перлита. Фиг. 2.10 показва структура на нормализирана ($870^{\circ}C$ за един час и охладена на въздух) средно-въглеродна ($0.4\%C$, $0.75\%Mn$) стомана, съставена почти по равно от ферит и перлит (светлите кристали са феритни, а тъмните – перлитни).



Фиг. 2.10. Ферито-перлитна структура на нормализирана средновъглеродна подевтектоидна стомана ($0.4\% C$, $0.75\% Mn$) [10]

Време-температурната крива на охлаждане на стоманата с въглеродно съдържание, съответстващо на права a (виж фиг. 2.9), е показана на фиг. 2.9 (вдясно). С нарастване на времето, температурата се понижава. В температурния интервал a_1a_2 (между ликвидус AC и солидус AEC линиите) понижаването на температурата е по-бавно, поради освобождаване на скритата топлина натопене, и кривата има по-малък наклон. По-малък наклон има и между точки a_3 и a_4 , където се отделя ферит от аустенита, а в точка a_4 се появява хоризонтален участък, т.е. температурата е постоянна с нарастване на времето докато трае процесът на евтектоидно разпадане на аустенита с въглеродно съдържание, съответстващо на т. S .

2. Образуване на структурата на евтектоидна стомана

Евтектоидната стомана съдържа $0.83\% C$ и съответства на сплав v от фиг. 2.9. Кристализацията протича аналогично на кристализацията на

подевтектоидната стомана до достигане на аустенитната област, която започва в т. ϵ_1 и завършва в т. ϵ_2 . С понижаване на температурата аустенитът не се променя до достигане на евтектоидната точка S при $723^{\circ}C$. В тази точка се пресичат две линии: линията GS на насищане на аустенита с желязо и линията ES на насищане на аустенита с въглерод. В т. S аустенитът започва да отделя едновременно ферит със състав, съответстващ на т. P , и цементит със състав, съответстващ на т. K . С други думи, в т. S аустенитът се разпада на две фази – ферит и цементит, които образуват кристалната смес перлит. С понижаване на температурата под т. S ($723^{\circ}C$) до стайна температура не настъпват други промени. Следователно структурата на евтектоидната стомана при стайна температура е перлит. Фиг. 2.11 показва структура на горещо валцувана въглеродна евтектоидна стомана при стайна температура.

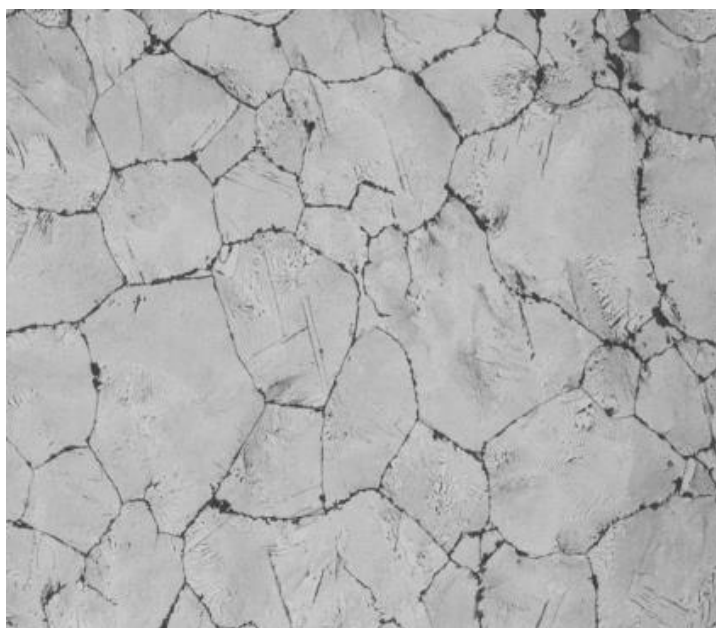


Фиг. 2.11. Перлитна структура на горещо валцована евтектоидна стомана с химичен състав $0.8\% C$, $0.21\% Mn$, $0.22\% Si$ [10]

3. Образуване на структурата на надевтектоидна стомана

Надевтектоидната стомана със състав c (фиг. 2.9) до т. c_3 кристализира аналогично на подевтектоидната и евтектоидната стомани. В т. c_3 на линията ES аустенитът се насища с въглерод и започва да отделя цементит. Отделеният цементит се нарича вторичен и се разполага главно по границите на аустенитните зърна, образувайки мрежа около тях. Тъй като цементитът съдържа много въглерод – 6.67% , останалият аустенит

обеднява на въглерод, изменяйки състава си по линията ES . Когато температурата се понижи до евтектоидната линия ($723^{\circ}C$), до т. c_4 , структурата на стоманата е аустенит, със състав в т. S , и цементит, съдържащ $6.67\% C$ като в т. K . В т. c_4 аустенитът със състав, съответстващ на т. S , се разпада евтектоидно на ферит и цементит, които образуват перлитна кристална смес. При следващо понижаване на температурата до стайна, не настъпват други промени – съставът на стоманата е перлит във вид на зърна и вторичен цементит във вид на мрежа около перлитните зърна. Колкото въглеродното съдържание е по-ниско (по-близо до т. S), толкова по-малко е количеството на вторичния цементит. И обратно – във високо-въглеродните надевтектоидни стомани количеството на вторичния цементит е голямо и той образува непрекъснатата мрежа около перлитните зърна, изолирайки ги едно от друго. Фиг. 2.12 показва структура при стайна температура на горещо валцуване надевтектоидна стомана.

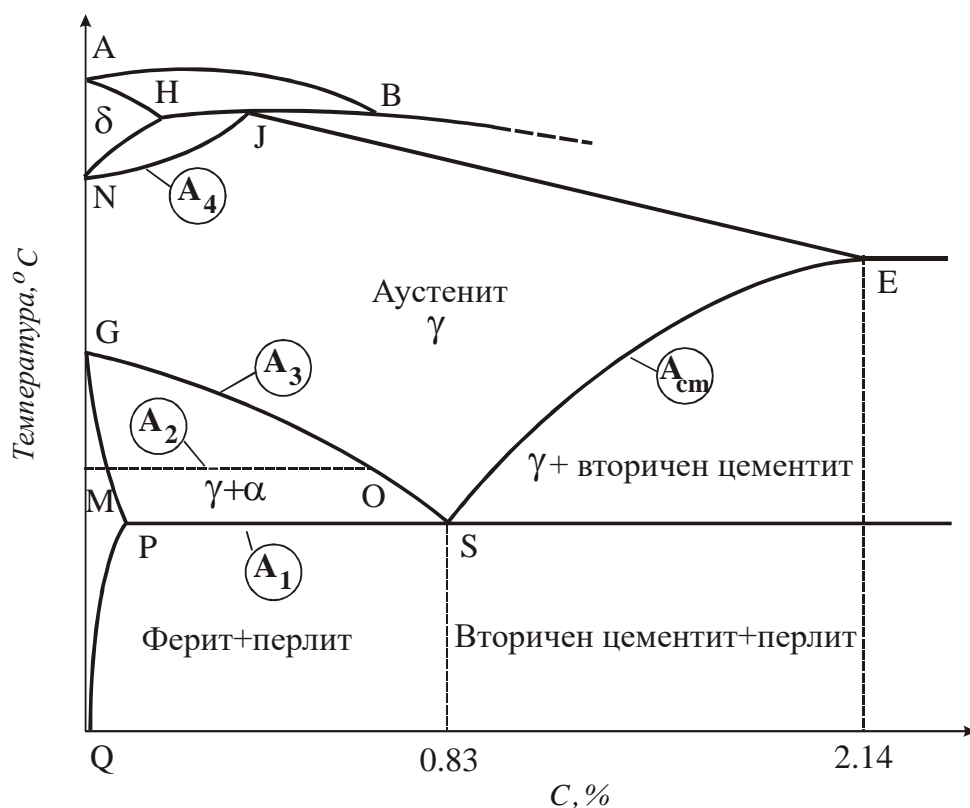


Фиг. 2.12. Микроструктура на горещо валцована надевтектоидна стомана ($1.31\% C$, $0.35\% Mn$, $0.25\% Si$) – цементитна мрежа около перлитни зърна; също Видманицетенов цементит в перлитните зърна [10]

§11. Критични точки в желязо-въглеродните сплави

Всички видове ТО на стоманата, с изключение на рекристализационното отгряване и отвърщането, се състоят в загряване над точката на

фазово превръщане и следващо охлаждане със съответната скорост за съответния вид ТО. Следователно, първо е необходимо да се проследи какви превръщания в стоманата настъпват при загряване и при охлаждане, т.е., по какъв начин протича процесът на образуване и на разпадане на аустенита, тъй като той е фазата, от която се тръгва, както при закаляване, така и при отгряване с фазова прекристализация.



Фиг. 2.13. Критични точки на желязо-въглеродните сплави

Положението на критичните точки (температури) на фазовите превръщания в желязо-въглеродните сплави се определя от техния състав и линиите в диаграмата $Fe-Fe_3C$, които лежат в областта на твърдото състояние. Тези критични точки се означават с буквата A и съответен индекс (1, 2, 3 и 4), с които се означа видът на превръщането (фиг. 2.13). Пред цифровия индекс се поставя индекс c или r : когато температурата е определена при бавно нагряване - c ; при бавно охлаждане - r .

Долната критична точка A_1 лежи на линията PSK ($723^\circ C$) и с нея се означава температурата на трифазното равновесие ферит+цементит+аустенит. Очевидно, критичната точка на превръщане на перлита в аустенит е A_{c1} , а на аустенита в перлит - A_{r1} . Неравенствата $A_{c1} > A_1 > A_{r1}$ са винаги в сила. Точката A_2 е точката на Кюри, която за ферита е $768^\circ C$

(линията MO). Положението на т. A_2 е неизменно, т.е., зависи от това дали е определена при нагряване или при охлаждане. Желязо-въглеродните сплави имат и друга точка на Кюри – за цементита (210°C).

Горната критична точка A_3 лежи на линията GSE ; критичните точки A_3 , лежащи на линията SE , се означат с A_{cm} . По линията GS с A_3 се означава точката, при която завършва образуването на аустенита при нагряване с равновесна скорост, а при охлаждане с равновесна скорост започва превръщането на аустенита във ферит. Винаги са изпълнени неравенствата $A_{c3} > A_3 > A_{r3}$. По линията SE с A_{cm} се означава температурата, при която вторичният цементит се разтваря напълно в аустенита при нагряване с равновесна скорост, а при охлаждане с равновесна скорост под тази температура аустенитът се пресища с въглерод и започва да отделя вторичен цементит. Тази критична точка не променя индекса си нагряване и охлаждане, т.е., по линията SE $A_{c3} = A_{r3}$, поради което е прието по тази линия A_3 да се означава с A_{cm} . За чисто желязо $A_3 = 910^\circ\text{C}$ (точка G на фиг. 2.13).

Критичната точка A_4 лежи на линията NJ . С A_4 се означава началото на превръщането на аустенита в δ -ферит при равновесно нагряване и превръщането на δ -ферита в аустенит при равновесно охлаждане. Точки A_4 имат само желязото (т. N на фиг. 2.13) и стоманите с въглеродно съдържание до 0.16% (т. J на фиг. 2.13).

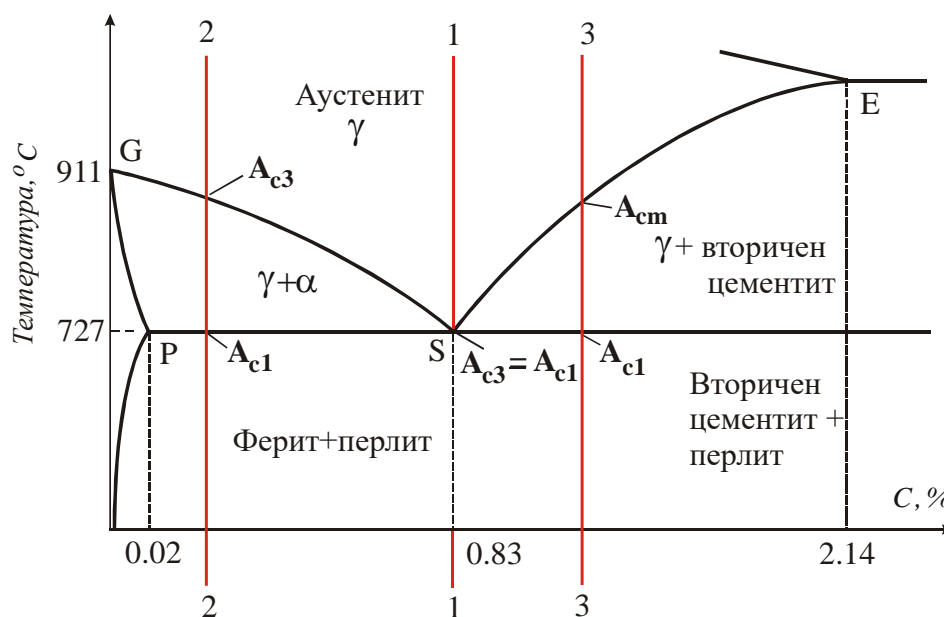
Желязо-въглеродните сплави, използвани в практиката, съдържат в състава си освен желязо и въглерод, и други химични елементи – като примеси и легиращи елементи. Тези химични елементи променят критичните температури на фазовите превръщания. Ето защо за различните марки стомани и чугуни критичните точки A_i , $i=1,2,3,4$ се вземат от справочна литературата, а не се отчитат от желязо-въглеродната диаграма.

§12. Превръщания в стоманата при нагряване

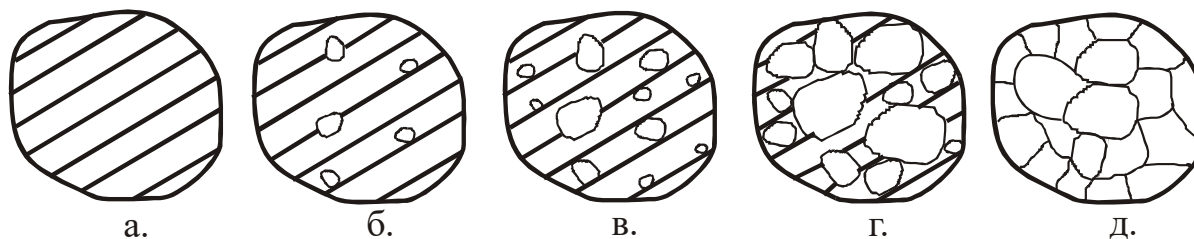
Основното превръщане на стоманите при нагряване е преминаването на перлита в аустенит при температури, по-високи от 723°C .

Евтектоидната стомана (линия 1 на фиг. 2.14) при нормална температура има перлитна структура. При нагряване до критичната точка A_{c1} тази структура остава непроменена. В точка A_{c1} , която съвпада с A_{c3} , перлитът преминава в аустенит. Процесът протича при постоянна температура. *Подевтектоидните стомани* (линия 2 на фиг. 2.14) имат на-

чална структура, съставена от ферит и перлит. В точка A_{c1} перлитът преминава в аустенит. С увеличаване на температурата в интервала $A_{c1}-A_{c3}$ феритът се разтваря в аустенита и над линията GS подевтектоидните стомани имат аустенитна структура. *Надевтектоидните стомани* (линия 3 на фиг. 2.14) имат начална структура перлит и вторичен цементит. Превръщането при равновесно нагряване на такава стомана се състои в преминаването на перлита в аустенит (точка A_{c1}) и на следващо разтваряне (в температурния интервал $A_{c1}-A_{c3}$) на цементита в аустенита. Над линията SE надевтектоидните стомани имат също аустенитна структура. Описаните превръщания са съгласно диаграмата на състоянието $Fe - Fe_3C$. В действителност, при нагряване в условията на практиката, превръщането на перлита в аустенит се извършва при по-висока от $723^{\circ}C$ температура. С други думи за да се извърши този процес е необходимо известно прегряване на стоманата.



Фиг. 2.14. Превръщане на стоманата при нагряване



Фиг. 2.15. Образуване на аустенитни зърна в евтектоидна стомана

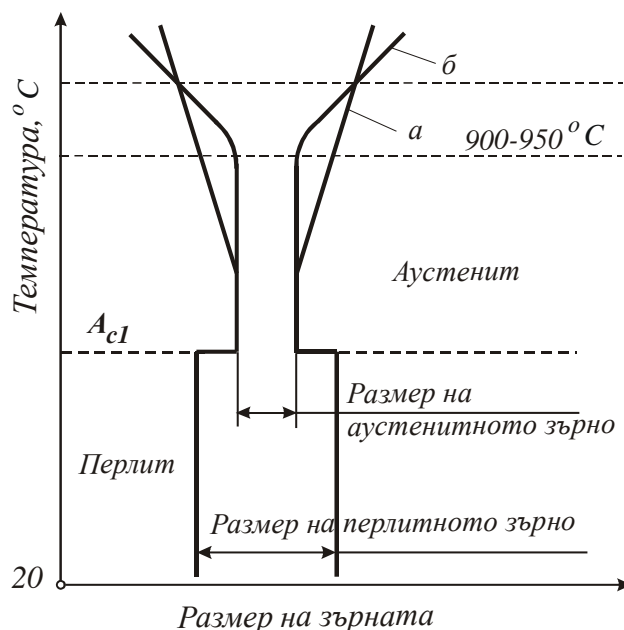
Перлитът е кристална смес от ферит и цементит. Перлитните зърна са изградени от последователни слоеве ферит и цементит (фиг. 2.15а). При нагряване и преминаване през критичната точка A_{c1} , на граничните повърхности между феритните и цементитни слоеве започва алотропно превръщане на ферита в аустенит, като се образуват малки аустенитни зърна (фиг. 2.15б). Цементитът постепенно се разтваря в аустенитните зърна и те нарастват. Същевременно се образуват нови аустенитни зародиши: появяват се нови аустенитни зърна, а съществуващите такива нарастват (фиг. 2.15в,г). Процесът продължава до пълното превръщане на ферита в аустенит и, респективно, до пълното разтваряне на цементита в аустенитните зърна, т.е., до запълване на изходното перлитно зърно с аустенитни зърна (фиг. 2.15д).

Превръщането на перлита в аустенит е кристализационен процес и, следователно, се състои в неедновременно образуване и нарастване на зародиши. Въглеродните атоми се придвижват на значителни разстояния, за което е необходима дифузия. Затова перлитното превръщане не се извършва мигновено, а протича за определено време, което се предвижда в съответната време-температурна крива при ТО на стоманата.

Както се вижда от механизма на образуване на аустенитните зърна от перлита (виж фиг. 2.15), при нагряване над критичната точка A_{c1} аустенитните зърна имат малки размери в сравнение с изходните перлитни зърна. При повишаване на температурата тези аустенитни зърна нарастват като скоростта на нарастване се увеличава с увеличаване на температурата на нагряване. Това поведение на аустенитните зърна се нарича *наследствена зърнестост*, която е различна за отделните стомани.

При някои аустенитните зърна нарастват непрекъснато с увеличение на температурата (права а на фиг. 2.16). Такива стомани се наричат *наследствено едрозърнести*. При други (крива б на фиг. 2.16), аустенитните зърна запазват първоначалните си размери при нагряване до значително високи температури ($900 - 950^{\circ}C$), след което размерите на зърната рязко се увеличават. Тези стомани са *наследствено дребнозърнести*. Размерите на аустенитните зърна, получени при нагряване над критичната точка A_{c1} в процеса на ТО зависят от температурата на нагряване и от тяхната наследствена зърнестост. При нагряване над определена температура (виж фиг. 2.16), размерите на аустенитните зърна

на наследствено дребнозърнестите стомани стават по-големи от тези на наследствено едрозърнестите стомани.



Фиг. 2.16. Нарастване на аустенитните зърна при наследствено: а – едрозърнестите стомани; б – дребнозърнестите стомани

Зърната, които стоманата получава в резултат на дадена ТО, се наричат *действителни зърна*. От техните размери зависят механичните свойства на стоманата. Размерите на действителните зърна зависят от размерите на зърната, получени в процеса на нагриване, т.е., от размерите на аустенитните зърна (ако температурата на нагриване при съответната ТО достига и преминава критичната точка A_{c1}). Обикновено, колкото са по-големи аустенитните зърна, толкова по-големи са размерите на действителните зърна и толкова по-малка е твърдостта и якостта на стоманата.

Нарастването на аустенитните зърна при стоманите има голямо практическо значение за дефиниране на оптимална време-температурна крива при нагриване за някои от методите на ТО. Например подевтectoидните стомани са с наследствена дребнозърнестост, поради което могат да се нагриват в процеса на ТО или на гореща пластична деформация до високи температури с продължително задържане без опасност от нарастване на зърната и съответно влошаване на механичните им свойства.

Получаването на дребнозърнеста структура не във всички случаи е желателно. Например, по-едрозърнестите стомани имат по-добра обработваемост чрез рязане, по-лесно се закаляват и т.н.

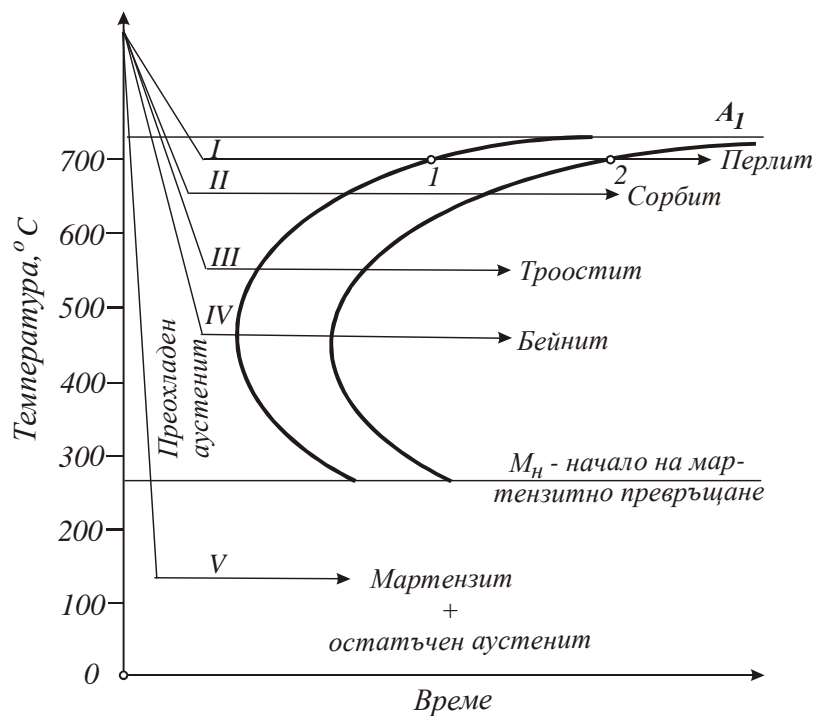
§13. Превръщане на стоманата при охлаждане

Свойствата на термо-обработените стомани зависят от начина, по който е извършено охлаждането. При охлаждане с равновесна скорост (например $1^{\circ}C / min$) на евтектоидна стомана, при $727^{\circ}C$ аустенитът се разпада, образувайки перлит. При същите условия на охлаждане преди това, в подевтектоидните стомани от аустенита се отделя ферит в температурния интервал между линиите GS и PS (виж фиг. 2.14), а в надевтектоидните стомани от аустенита се отделя вторичен цементит в интервала между линиите SE и SK . Охладените по такъв начин стомани са пластични, имат добра обработваемост, но са меки и имат ниска якост. С увеличаване на скоростта на охлаждане при разпадане на аустенита се образуват нови видове структури, имащи увеличени твърдост и якост. Процесът на разпадане на аустенита има дифузионен характер. При практическите условия на охлаждане разпадането на аустенита се извършва при температури, по-ниски от критичната точка A_{c1} . С други думи, стоманата се преохлажда в определена степен. Колкото скоростта на охлаждане е по-голяма, толкова при по-ниска температура протича аустенитното разпадане. Структурата и свойствата на стоманата зависят от скоростта на охлаждане, т.е., от степента на преохлаждане. Разпадането на аустенита се извършва в условия на непрекъснато охлаждане, или при постоянна температура – изотермично.

1. Изотермично разпадане на аустенита

При *изотермичното разпадане на аустенита*, закономерностите на процесите графически се изобразяват с диаграмата на изотермично разпадане. Фиг. 2.17 показва диаграмата за евтектоидна стомана. Диаграмата се построява в координатна система време-температура по експериментален път. Състои се от две S -образни криви. Лявата крива показва началото на разпадането, а дясната – края на разпадането на аустенита във ферито-цементитна смес. Загрятата до аустенитната област стомана се охлажда бързо до температура $700^{\circ}C$ и се задържа продъл-

жително при тази температура (фиг. 2.17, линия I). Разпадането на аустенита започва в т. 1 и завършва в т. 2, т.е. времето на разпадане се измерва с отсечката $\overline{12}$. Продуктът от разпадането на аустенита е перлит. Времето до началото на разпадане, т.е. до т. 1, се нарича *инкубационен период* и характеризира устойчивостта на аустенита при дадената постоянна температура, в случая до 700°C .



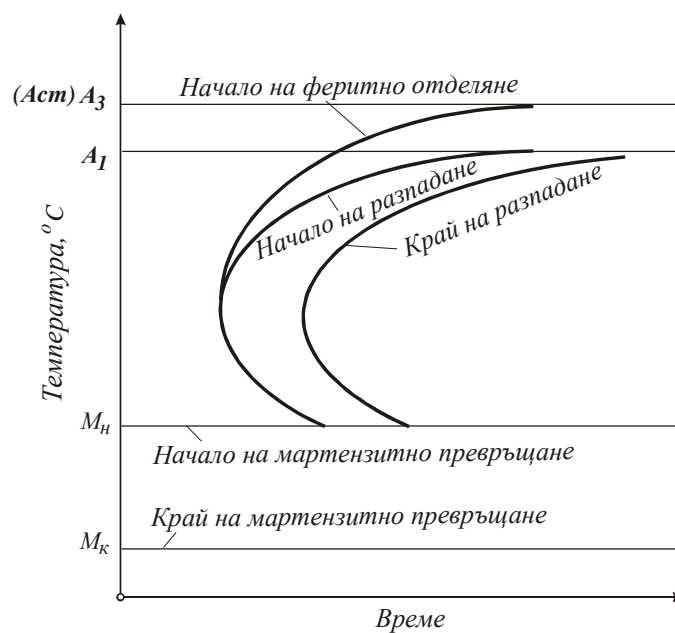
Фиг. 2.17. Диаграма на изотермично разпадане на аустенита на евтектоидна стомана

Ако стоманата се охлади бързо до 650°C (линия II) и се задържи при тази температура, инкубационния период и времето за разпадане на аустенита намаляват. В този случай продуктът от разпадане на аустенита е *сорбит* – по-фин перлит, чиято твърдост е $(250-300)\text{HB}$. При бързо охлаждане до 550°C (линия III) инкубационният период и продължителността на разпадане на аустенита намаляват още повече. Получената структура е още по-дребнозърнест перлит, наречен *троостит*, чиято твърдост е $(350-400)\text{HB}$. Разпадането на аустенита при по-ниски от 550°C (до около 300°C) води до образуване на игловидна ферито-цементитна структура, наречена *бейнит* или *игловиден троостит*. Твърдостта на бейнита варира в интервала $(450-550)\text{HB}$, като по-малките стойности се получават при температура не много по-ниска от 550°C (горен бейнит), а по-големите стойности – в температурния интервал $300-350^{\circ}\text{C}$ (долен

бейнит). Следователно, при изотермично разпадане на аустенита в зависимост от температурата на задържане се получават структурите перлит, сорбит, троостит и бейнит. Тези структури са ферито-цементитни смеси (перлит), различаващи се само по степента на дисперсност, т.е., по големината на перлитните зърна, откъдето произтича разликата в механичните свойства. Разбира се, първопричината е температурата на изотермичното разпадане на аустенита. Ако бързото охлаждане се извърши до температура под 200°C , разпадането на аустенита протича бездифузионно. Като резултат се получава нова структура, наречена *мартензит* (фиг. 2.18), която е различна като природа и свойства от видовете перлит.



Фиг. 2.18. Мартензитна структура (увеличителен бар - $20\mu\text{m}$) [10]

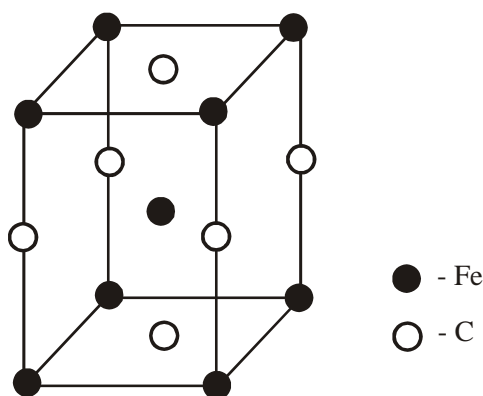


Фиг. 2.19. Диаграма на изотермично разпадане на аустенита на подевтектоидна стомана

Разгледаните процеси, илюстрирани графично на фиг. 2.17, се отнасят за евтектоидна стомана. Изотермичното разпадане на аустенита в подевтектоидните и надевтектоидните стомани протича аналогично, като разликата е, че това разпадане се предшества от отделяне на ферит при подевтектоидните (фиг. 2.19), респективно на вторичен цементит при надевтектоидните стомани.

2. Мартензитно превръщане

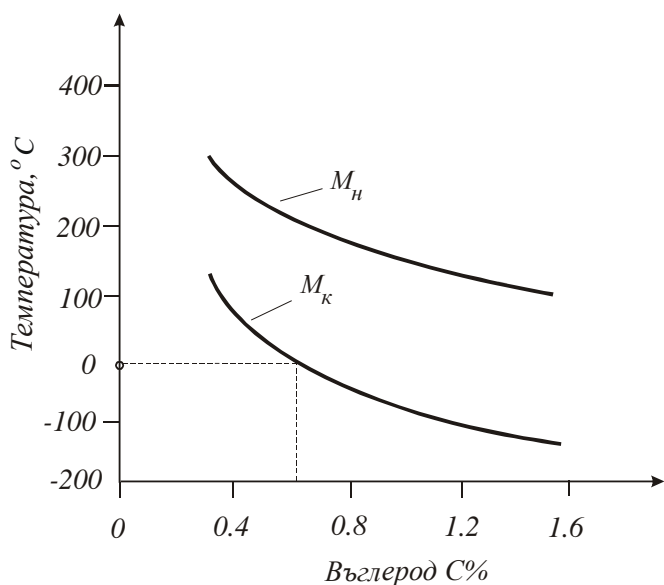
Мартензитът има голяма твърдост ($HRC = 60 - 65$) и много малка пластичност. Той е основната структура на закалената стомана. Превръщането на аустенита в мартензит се отличава от всички други превръщания в твърдо състояние. Това превръщане се извършва при рязко охлаждане на аустенита до относително ниски температури ($200 - 250^{\circ}C$), при които дифузията е невъзможна. Следователно образуването на ферито-цементитна смес също е невъзможно. Осъществява се само алотропно превръщане на гама-желязо в алфа-желязо. Цялото количество въглерод, съдържащо се в аустенита, остава разтворено в решетката на алфа-желязото. Като резултат се получава ферит с необичайно голямо количество въглерод (преситен с въглерод ферит). *Следователно мартензитът представлява преситен твърд разтвор на въглерод в алфа-желязо.* Следствие на повишеното съдържание на въглерода, кристалната решетка на мартензита се удължава и се изменя от кубична в тетрагонална (фиг. 2.20). Деформацията на решетката е толкова по-голяма, колкото по-голямо е съдържанието на въглерода в аустенита, тъй като разтворимостта на въглерода в алфа-желязото е значително по-малка от тази в гама-желязото.



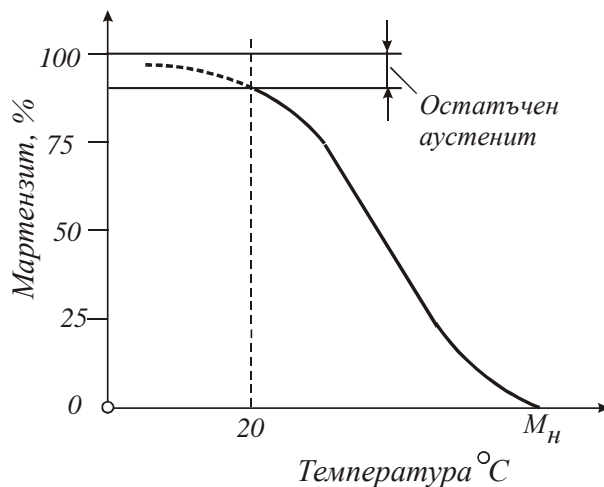
Фиг. 2.20. Тетрагонална решетка на мартензита

Мартензитът има игловиден строеж. Размерът на игловидните кристали зависи от размера на аустенитните зърна. Колкото по-малки са аустенитните зърна, толкова по-малки са получените от тях мартензитни игли. Мартензит, който се състои от много малки игли (незабележими при увеличение, по-малко от 600 пъти) се нарича *безструктурен мартензит*. Ако закаляването е извършено правилно, аустенитът се превръща в безструктурен мартензит. Процесът на превръщане на аустенита в мартензит има следните особености:

- Той е бездифузионен процес. Възниква мигновено и се развива с много голяма скорост – приблизително 7000 m/s , която е по-голяма от скоростта на звука в стомана (6100 m/s). Образуват се все нови и нови зародиши, които нямат възможност да нарастнат.
- Превръщането на аустенита в мартензит води до увеличение на обема (с $2.5 - 3\%$), което е причина за деформации и промяна на размерите на закалените детайли/заготовки.



Фиг. 2.21. Влияние на въглерода върху началната и крайната температура на мартензитното превръщане



Фиг. 2.22. Крива на мартензитното превръщане

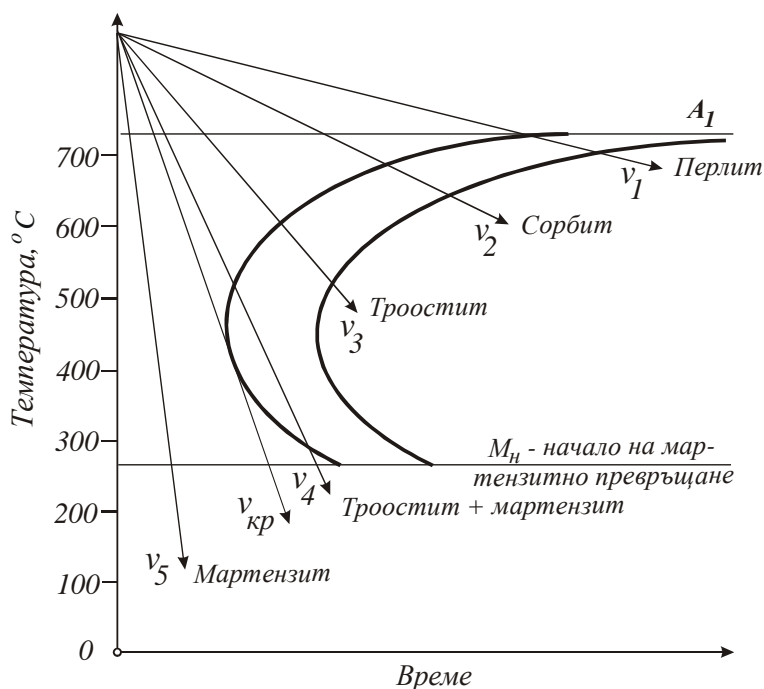
- Формирането на мартензита се извършва в температурен интервал. При температурата, при която започва мартензитното превръщане (M_n), се появяват първите мартензитни игли. С намаляване на температурата се образуват все нови и нови игли. Краят на превръщането настъпва при

температура, която се отбелязва с M_k . Двете температури (M_n и M_k) се променят в зависимост от въглеродното съдържание. С увеличаване на въглерода превръщането на аустена в мартензит се извършва при по-ниска температура. Когато въглеродното съдържание е по-голямо от 0.6%, мартензитното превръщане завършва при отрицателни температури, т.е., $M_k < 0$ (фиг. 2.21).

- Аустенитът не се превръща на 100% в мартензит. Известно количество аустенит, наречен *остатъчен аустенит*, остава непроменен (фиг. 2.22).

3. Превръщане на аустенита при непрекъснато охлаждане

ТО на стоманата обикновено не се извършва чрез изотермичен процес, а при непрекъснато охлаждане на образувалия се при нагряването аустенит.

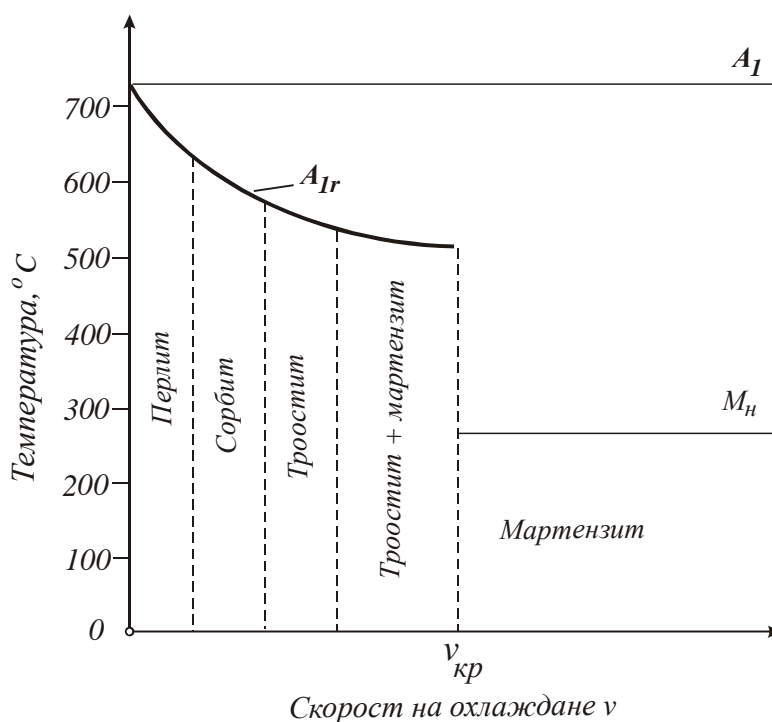


Фиг. 2.23. Диаграма на разпадане на аустенита с криви на охлаждане

Фиг. 2.23 илюстрира разпадането на аустенита при непрекъснато охлаждане с криви на охлаждане. Когато охлаждането е с малка скорост v_1 се образува перлит. С увеличаване на скоростта (v_2 и v_3) се получава, съответно фин и по-фин перлит, т.е., сорбит и троостит. Това са същите структури, както при изотермично разпадане на аустенита. При още по-голяма скорост на охлаждане v_4 само част от аустенита се превръща във ферито-цементитна смес, тъй като лъчът v_4 пресича само лявата C-крива, т.е., началото на разпадане на аустенита във ферито-цементитна

смес. Останалата част от аустенита се превръща в мартензит. При още по-голяма скорост на охлаждане дифузията е невъзможна, поради което разпадането на аустенита във ферито-цементитна смес е невъзможно. В този случай цялото количество аустенит се превръща в мартензит. Най-малката скорост на охлаждане, при която се образува мартензит, се нарича *критична скорост на охлаждане* ($v_{кр}$). Последната е илюстрирана на фиг. 2.23 като допирателна до *C*-образната крива на началото на аустенитното разпадане. Всяка скорост, която е по-голяма от критичната, причинява образуване на мартензит.

Фиг. 2.24 показва зависимостта на критичната точка A_{Ic} при охлаждане от скоростта на охлаждане за евтектоидна стомана. С увеличаване на скоростта на охлаждане критичната точка A_{Ic} се понижава.



Фиг. 2.24. Зависимост на критичната точка A_I при охлаждане от скоростта на охлаждане на евтектоидна стомана

ГЛАВА 3. ТЕХНОЛОГИЧНИ ПРОЦЕСИ НА ТЕРМИЧНА ОБРАБОТКА НА ВЪГЛЕРОДНА СТОМАНА

§14. Въглеродни стомани

Сплавите на желязото и въглерода се разделят на две основни групи: стомани (до 2% C) и чугуни (над 2% до 6.67% C). От гледна точка на химичния състав, стоманите биват въглеродни и легирани. Въглеродните стомани, освен желязо и въглерод, съдържат само неизбежните спътници *Mn*, *Si*, *P* и *S*. Разбира се, химичният анализ на тези стомани показват наличие и на други елементи, които са в пренебрежимо малко количество и практически не изменят свойствата на стоманата.

Стоманите биват *подевтectoидни* – с въглеродно съдържание до 0.83%, *евтectoидни* – с 0.83% C и *надевтectoидни*, които съдържат над 0.83% до 2% въглерод. Тази класификация позволява да се определи мястото на стоманата в желязо-въглеродната диаграма, на тази база да се определи структурата при дадена температура и нормални условия на охлаждане, както и да се назначат режимите за съответна ТО.

Според съдържанието на въглерод стоманите биват: 1) *нисковъглеродни* – от 0.09 до 0.25% C; 2) *средновъглеродни* – от 0.25 до 0.65% C и 3) *високъвглеродни* – от 0.65 до 1.35% C. Стомани с по-високо въглеродно съдържание практически не се използват. Според твърдостта им (която зависи от съдържанието на въглерод) въглеродните стомани биват *много меки* (0.1% C), *меки* (до 0.2% C), *средно твърди* (0.3 до 0.5% C), *твърди* (0.6 до 0.8% C) и *инструментални* (около и над 0.9% C).

По предназначение въглеродните стомани се разделят на две основни групи: *конструкционни* и *инструментални*.

Конструкционните стомани съдържат обикновено до 0.65% C и по качество биват: *обикновени*, *с повишени качества*, *качествени* и *автоматни*.

Обикновената конструкционна стомана се използва широко в практиката – в строителството, за валцувани изделия, тръби арматури и др. В по-отговорни случаи (котли, бандажи, тел и др.) се използват стомани с повишени качества. Тези две групи конструкционни стомани се използват обикновено без никаква ТО.

Качествените конструкционни стомани се използват за изработване на детайли (зъбни колела, оси, валове, болтове винтове, тръби и др.), експлоатацията на които изисква по-голяма пластичност, ударна жилавост и якост, включително и на умора, по-висока износоустойчивост. Ресурсите на такива детайли се използват най-рационално след ТО. В зависимост от съдържанието на манган, качествените въглеродни стомани се делят на две групи: 1) *с нормално съдържание*; 2) *с повишено съдържание на манган*. Втората група е подходяща за детайли, чиято експлоатация е свързана с интензивно износване и ударни натоварвания.

Автоматните стомани се характеризират с повишено съдържание на сяра и фосфор. По тази причина те имат добра обработваемост чрез рязане, като отделят чупещата се стружка – обработената повърхнина е чиста и гладка, а режещите клинове на металорежещите инструменти имат по-голяма трайност. Тези стомани се употребяват главно за винтове и гайки, тъй като механичните им характеристики са по-ниски в сравнение с тези на качествените стомани със същото въглеродно съдържание, поради завишените количества на вредните примеси фосфор и сяра.

Въглеродните инструментални стомани се използват главно за режещи инструменти, измервателни инструменти и по-отговорни детайли в машиностроенето. Тези стомани се разделят от своя страна на две групи: 1) *качествени* и 2) *високо-качествени*. Последните са с намалено съдържание на фосфор и сяра.

Означенията на стоманите са показани в Приложение 1.

В приложение 2 са дадени режими на ТО на конкретни въглеродни стомани.

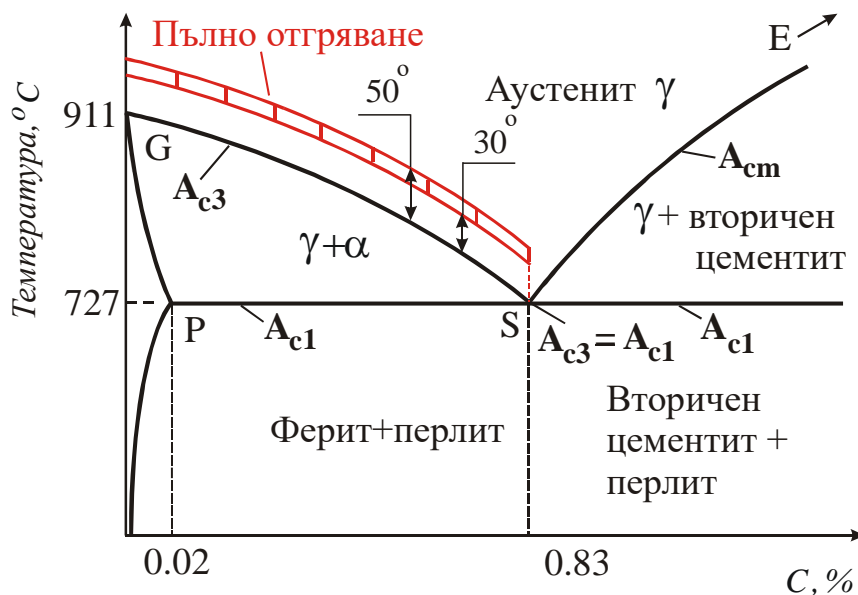
§15. Отгряване

1. Определение и видове

Отгряването е ТО, при която стоманата се нагрява до зададена температура и след необходимото задържане бавно се охлажда. Нагряването се извършва в камерни пещи с периодично или с непрекъснато действие. Охлаждането се извършва или заедно с пещта, или до температура $500-600^{\circ}\text{C}$ заедно с пещта, а след това на въздух. Отгряването бива пълно, непълно, изотермично, дифузионно и рекристализационно.

2. Пълно отгряване

Прилага се за ТО на подевтектоидни стомани с цел получаване на дребнозърнеста структура, премахване на вътрешните напрежения, намаляване на твърдостта, повишаване на пластичността, подобряване на обработваемостта чрез рязане. Нагряването се извършва до температура с $30-50^{\circ}\text{C}$ над линията GS (фиг. 3.1). При тази температура началната (преди нагряването) ферито-перлитна структура се превръща в дребнозърнест аустенит. При следващото охлаждане със скорост $100-120^{\circ}\text{C}/\text{h}$ отново се получава ферито-перлитна структура, но с дребни зърна и равномерно разпределение на ферита и перлита. На пълно отгряване обикновено се подлагат фасонни отливки и изковки, получени с гореща пластична деформация, преди да бъдат подложени на обработване чрез рязане. Пълно отгряване не се прилага за надевтектоидни стомани, тъй като те са наследствено едрозърнести и при нагряване над линията SE получават едрозърнест аустенит, който при следващо охлаждане преминава в едрозърнеста перрито-цементитна структура. Освен това, цементитът е разположен във вид на мрежа по границите на зърната на перлита. Стомана с такава структура има ниски механични качества.

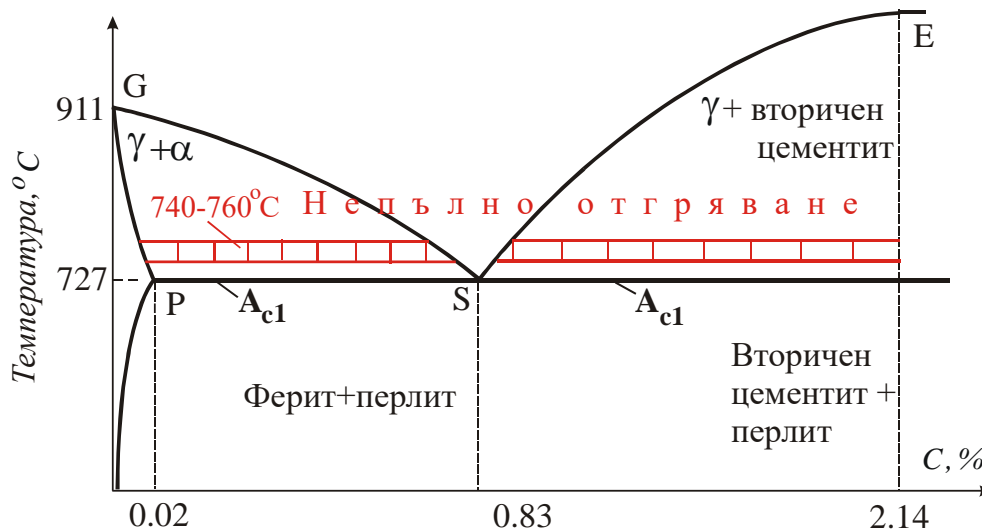


Фиг. 3.1. Температура на нагряване за пълно отгряване

3. Непълно отгряване

Прилага се за под- и надвтектоидни стомани за намаляване на вътрешните напрежения и подобряване на обработваемостта чрез рязане. Състои се в нагряване до температура $740-760^{\circ}\text{C}$ (фиг. 3.2), задържане при тази температура и следващо бавно охлаждане със скорост $20-60^{\circ}\text{C/h}$. В стоманата се извършва частична прекристализация: феритът в подвтектоидните стомани и цементитът в надвтектоидните стомани не се променят. Затова този вид отгряване се нарича непълно.

Като резултат от пълното и непълното отгряване в структурата на стоманите се получава пластинчат перлит. Надвтектоидните стомани имат най-добри свойства при структура, в която цементитът от перлита и свободният цементит са на зърна. Тези стомани имат по-малка твърдост и по-висока пластичност, което води до по-добра обработваемост чрез рязане. За подобряване на последната надвтектоидните стомани се подлагат на *сфероидизиращо отгряване*. То е непълно отгряване с продължително задържане ($8-10\text{ h}$), при което се прилага неколккратно нагряване до $740-760^{\circ}\text{C}$ и охлаждане до $650-600^{\circ}\text{C}$ (*циклично отгряване*).



Фиг. 3.2. Температура на нагряване за непълно отгряване

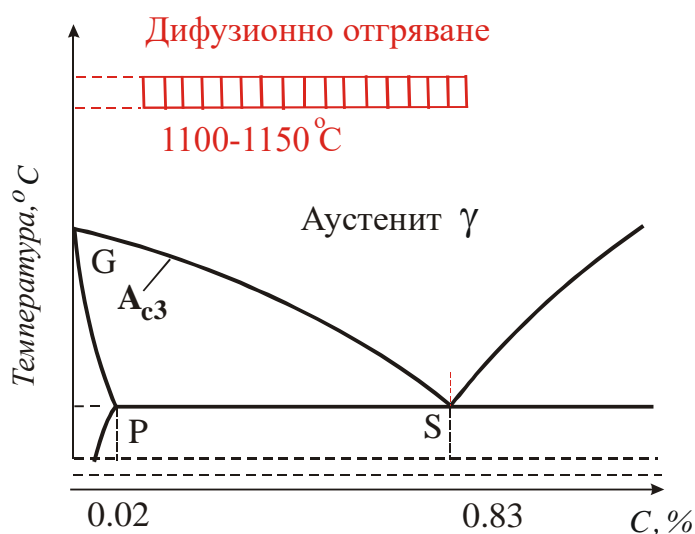
4. Изотермично отгряване

Това е пълно отгряване, при което разпадането на аустенита се извършва при постоянна температура. Детайлът се нагрява до температура с $30-50^{\circ}\text{C}$ над линията GS (виж фиг. 3.1), задържа се при тази температура и се пренася в среда с постоянна температура, която е по-ниска от ли-

нията PS , обикновено $630-700^{\circ}C$, до пълно разпадане на аустенита, след което се охлажда на въздух. Така обработената стомана притежава качества, подобни на тези след пълно отгряване. Предимствата на изотермичното пред пълното отгряване са получаването на по-еднородна структура, пълно отстраняване на вътрешните напрежения и икономия на време. На изотермично отгряване обикновено се подлагат легирани стомани.

5. Дифузионно отгряване

Прилага се за ТО на големи фасонни отливки и блокове от легирана стомана за отстраняване на химическата нееднородност. Затова този вид отгряване се нарича още *хомогенизиращо отгряване (хомогенизация)*. Нагряването се извършва до температура $1100-1150^{\circ}C$ (фиг. 3.3), задържане при тази температура $10-15 h$ и следващо бавно охлаждане. Целият процес трае $80-100 h$. В резултат от тази ТО стоманата добива еднородна структура. Този недостатък се отстранява със следващо пълно отгряване или прилагане на гореща пластична деформация.

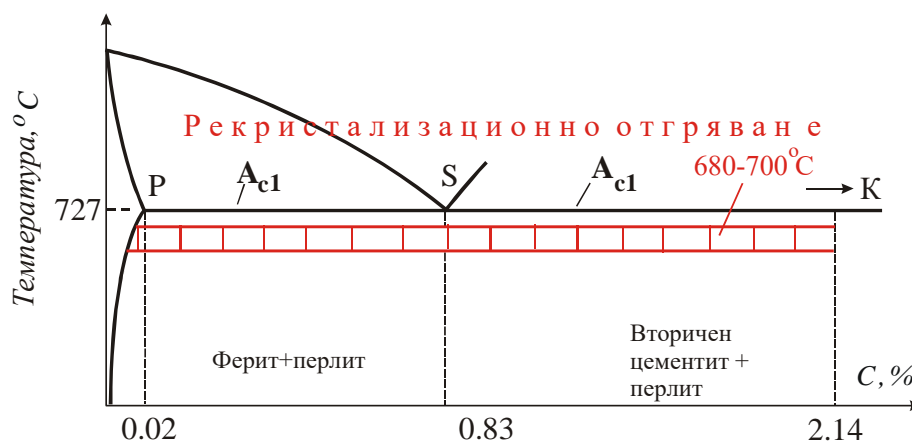


Фиг. 3.3. Нагряване при дифузионно отгряване

6. Рекристализационно отгряване

Прилага се след студена пластична деформация. Последната причина промяна във формата и разположението на зърната, поява на пукнатини, получаване на наклеп (деформационно уякчаване). Наклепът увеличава твърдостта и якостта на стоманата, намалява пластичността и ударната жилавост, води до поява на остатъчни напрежения, влошава

обработваемостта чрез рязане. Чрез рекристализационно отгряване структурата на стомана се възстановява и тя придобива свойствата, които е имала преди студената пластична деформация. Рекристализационното отгряване се състои в нагряване до температура с $50-100^{\circ}\text{C}$ по ниска от линията PSK (фиг. 3.4) (обикновено нагряването е до $680-700^{\circ}\text{C}$), задържане при тази температура и следващо охлаждане на въздух. Рекристализацията започва с поява на зародиши на границите на деформираните зърна. Тези зародиши нарастват за сметка на деформираните зърна, появяват се нови зародиши и така процесът продължава до пълното изчерпване на деформираната структура.

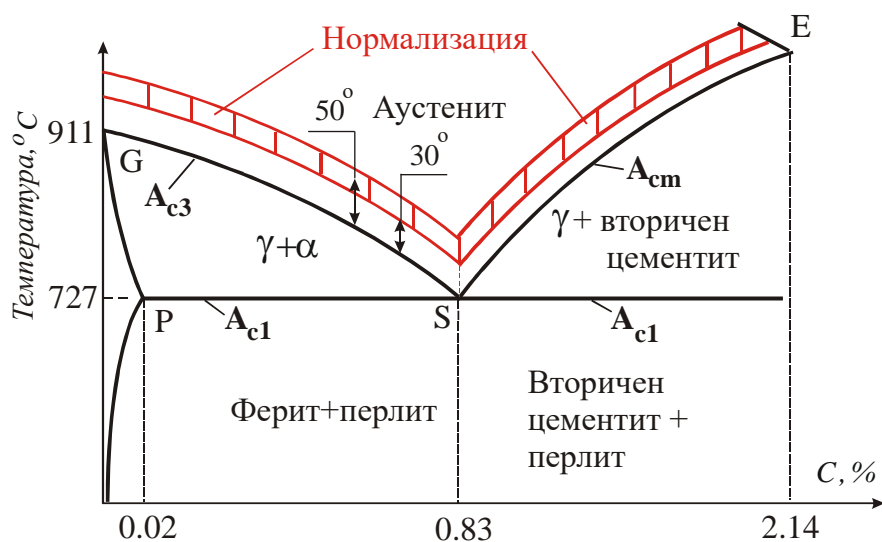


Фиг. 3.4. Нагряване при рекристализационно отгряване

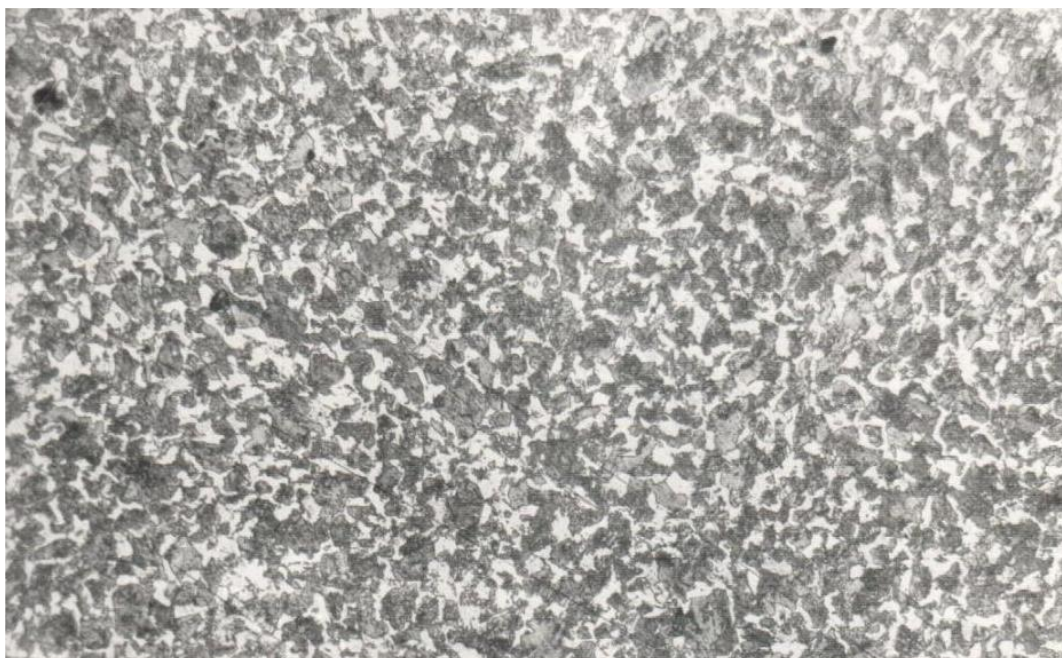
§16. Нормализация

Нормализацията е ТО, при която стоманата се нагрява до температура с $30-50^{\circ}\text{C}$ над линията GSE (фиг. 3.5), задържа се при тази температура, след което се охлажда на спокоен въздух.

В подевтектоидните стомани при нагряване до температурите на нормализация протичат същите процеси, както при пълното отгряване. Поради по-голямата скорост на охлаждане нормализираната стомана има по-дребнозърнеста структура, по-голяма якост и по-голяма твърдост от отгрятата стомана. Структурата и механичните свойства на нормализираната стомана зависят от въглеродното съдържание. Ниско-въглеродните стомани след нормализация имат ферито-перлитна структура, а средно-въглеродните – ферито-сорбитна (фиг. 3.6).



Фиг. 3.5. Нагряване при нормализация



Фиг. 3.6. Структура на стомана S40 след нормализация, x250 [4]

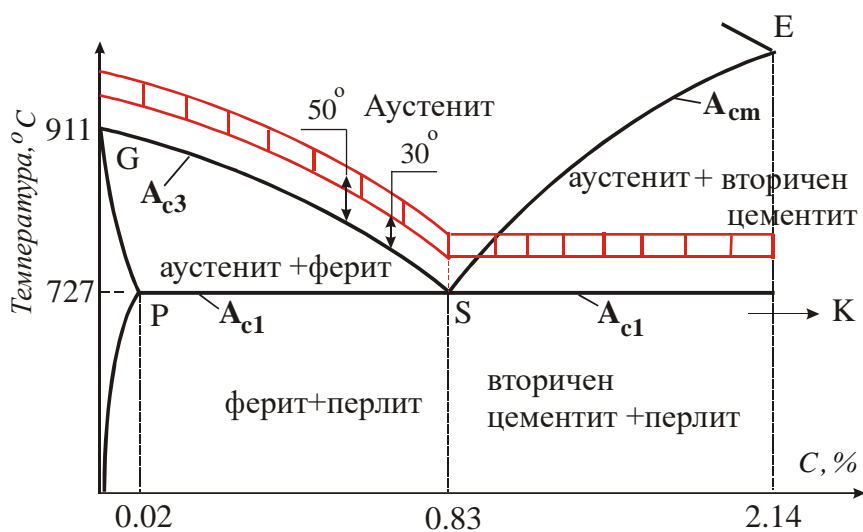
Нормализацията е по-икономичен процес в сравнение с отгряването: продължителността е по-малка, а използваемостта на пещите е по-голяма. Поради това, в практиката нормализацията напълно замества отгряването. Нормализацията на надетектоидните стомани премахва цементитната мрежа около зърната. Те получават структура сорбит и цементит, в резултат на което механичните им свойства се подобряват. При нормализация на легирана стомана може да се получи трооститна или мартензитна структура.

§17. Закаляване

Закаляването е ТО, при която стоманата се нагрива до зададената температура и след необходимото задържане при тази температура бързо се охлажда. Като резултат от закаляването якостта, твърдостта, износостойчивостта, а в някои случаи и короззионната устойчивост, на стоманата се увеличават. Върху резултатите от закаляването влияят: скоростта и максималната температура на нагриване, продължителността на задържане при максималната температура и скоростта на охлаждане.

1. Нагриване

Температурата на нагриване за закаляване на стоманата зависи основно от въглеродното съдържание. Подевтectoидните стомани се нагриват до температура с $30-50^{\circ}\text{C}$ над линията GS (фиг. 3.7). При тази температура стоманата получава дребнозърнеста аустенитна структура. При охлаждане с надкритична скорост аустенитът се превръща в мартензит.



Фиг. 3.7. Оптимален температурен интервал на закаляване на въглеродни стомани

Ако подевтectoидната стомана, чиято изходна структура е ферит и перлит, се нагрее до по-ниска температура, например в интервала между линиите GS и PS , ще се извърши частична прекристализация. Перлитът по линията PS се превръща в аустенит. При следващо нарастване на температурата в аустенита се разтваря част от ферита, т.е. остава свободно количество ферит. Това количество е толкова по-голямо, колкото те-

температурата на нагряване е по-близо до линията PS . При следващо охлаждане с надкритична скорост само аустенитът ще се превърне в мартензит. Свободното количество ферит се запазва. Следователно закалената по този начин стомана има нееднородна структура – мартензит и ферит. Наличието на последния (който е мека фаза) намалява твърдостта на закалената по този начин стомана. Такова закаляване се нарича *непълно* (фиг. 3.8).

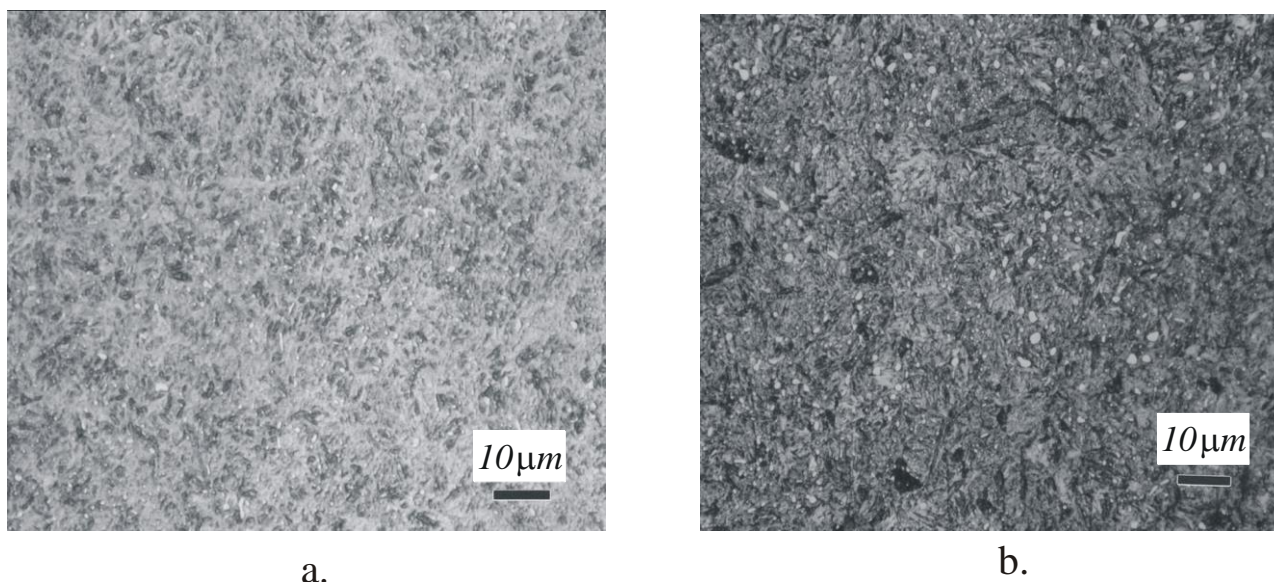


фиг. 3.8. Игловидни феритни плочи в мартензитна матрица в стоманен заварен слой, който е частично (непълно) закален [10]

Прегряването на подевтектоидните стомани (нагряване до температури, значително превишаващи линията GS) също не трябва да се допуска. Следствие на прегряването настъпва нарастване на аустенитните зърна и структурата на закалената (с надкритична скорост) стомана е едроиглест мартензит с голямо количество остатъчен аустенит. В допълнение, прегряването създава условия за окисляване и обезвъглеродяване на стоманата.

Надевтектоидните стомани се нагряват до температура с $30-50^{\circ}C$ над линията SK (виж фиг. 3.7). Изходната структура на тези стомани е перлит и цементит. След нагряване до указаната температура, протича частична прекристализация, в резултат на което се получава структура аустенит и цементит. В процеса на охлаждане с надкритична скорост аустенитът преминава в мартензит, а цементитът остава непроменен. Следо-

вателно за надевтектоидните стомани се провежда *непълно закаляване*. Получава се мартензитно-цементитна структура. Наличието на цементит в структурата повишава още повече твърдостта и износоустойчивостта на закалената стомана. Фиг. 3.9 показва структурата, състояща се от мартензит и цементит, на два вида закалена и отвърната стомана.

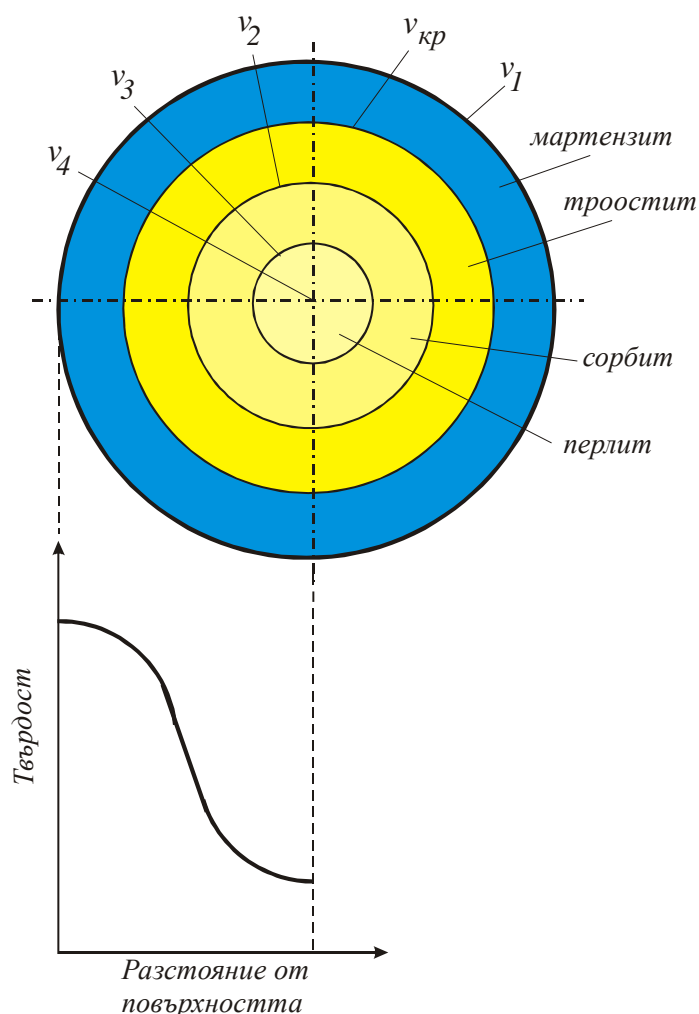


Фиг. 3.9. Отвърнат мартензит и остатъчен цементит в закалена и отвърната: а. дребнозърнеста лагерна стомана (1% C, 1.5% Cr); б. инструментална стомана тип W1 (1.1%С, 0.2%Mn, 0.2%Si)[10]

2. Охлаждане

Най-важният фактор при закаляване е скоростта на охлаждане. От този фактор зависи получаваната твърдост. Закаляването на стоманено изделие цели постигане на максимална твърдост. Получаването на такава твърдост изисква структурата след закаляване да бъде мартензитна, т.е. да не се допусне разпадане на аустенита, а да се осигури цялостно бездифузионно превръщане в мартензит. За да се получи мартензитна структура, стоманата трябва да се охлажда с надкритична скорост. Критичната скорост зависи от химичния състав на стоманата. Ето защо в практиката на закаляване се използват различни охладителни среди. От въглеродните стомани най-малка критична скорост ($\approx 160^{\circ}C/s$) има евтектоидната стомана. С намаляване на въглеродното съдържание критичната скорост се увеличава. За ниско-въглеродните стомани тя става толкова голяма, че охлаждане с такава скорост е практически невъзможно. По та-

зи причина стомани, съдържащи въглерод под 0.3% , не се закаляват. Голяма част от легираните стомани имат по-малка критична скорост на охлаждане, поради което се охлаждат в по-меки охладителни среди.



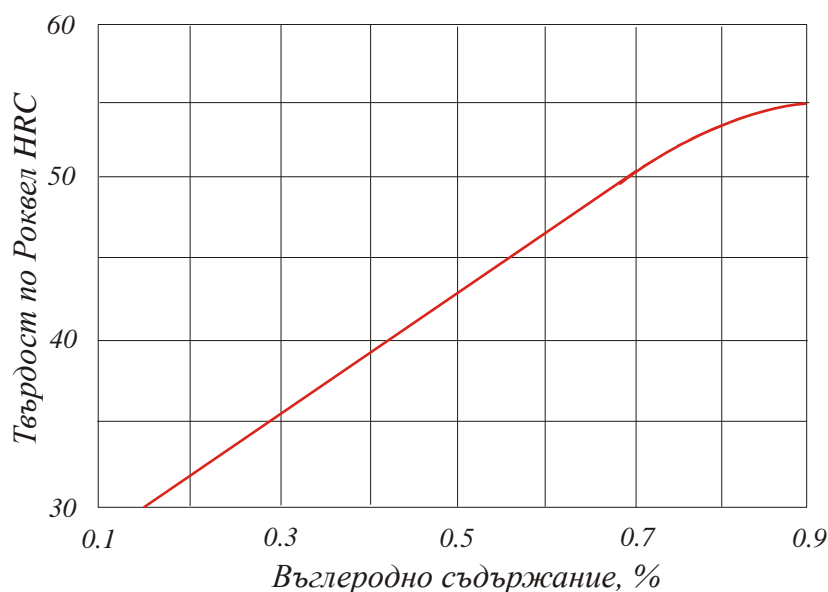
Фиг. 3.10. Зависимост на твърдостта от скоростта на охлаждане

Повърхностите и сърцевините на детайлите се охлаждат с различна скорост. Вътрешните слоеве се охлаждат по-бавно от повърхностните слоеве. В областите, в които охлаждането е с по-малка скорост от критичната, не се получава мартензит, а ферито-цементитна смес – троостит, сорбит или перлит. Като резултат закалените детайли получават нееднородна структура. Фиг. 3.10 илюстрира казаното. Ако загрят до аустенит цилиндричен детайл се потопи в охлаждаща среда, повърхността му ще се охлади с надкритична скорост, защото се намира в непосредствен контакт с охлаждащата среда. Слоевете в дълбочина ще се охлаждат с все по-малка скорост. Като резултат, твърдостта в дълбочина ще нама-

лява. За да се получи изцяло мартензитна структура (разбира се, винаги има наличие на остатъчен аустенит) във всяка точка от закалявания детайл охлаждането трябва да се извърши с надкритична скорост.

3. Прокаляемост на стоманата

Способността на стоманата да се закалява на определена дълбочина се нарича *прокаляемост*. Тя зависи от критичната скорост, а следователно и от състава на стоманата. Колкото критичната скорост е по-малка, толкова прокаляемостта е по-голяма и обратно. Затова въглеродните стомани имат по-малка прокаляемост от легираните. Практически, детайлите от въглеродна стомана се закаляват на дълбочина, не по-голяма от *20 mm*. Прокаляемостта има голямо практическо значение. Получаването на нееднородна структура след закаляване на масивни детайли с малка прокаляемост е свързано с големи вътрешни напрежения, деформации и пукнатини.



Фиг. 3.11. Твърдост на полумартензитната зона в зависимост от въглеродното съдържание в стоманата

Прокаляемостта се измерва с т. нар. *критичен диаметър на прокаляемост*. Това е най-големият диаметър на цилиндричен образец, на който, след закаляване, центърът има структура *50%* мартензит и *50%* троостит, или т. нар. полумартензитна зона. Тази зона лесно се определя по микроструктурата, а още по-лесно – по твърдостта. Тъй като твърдостта

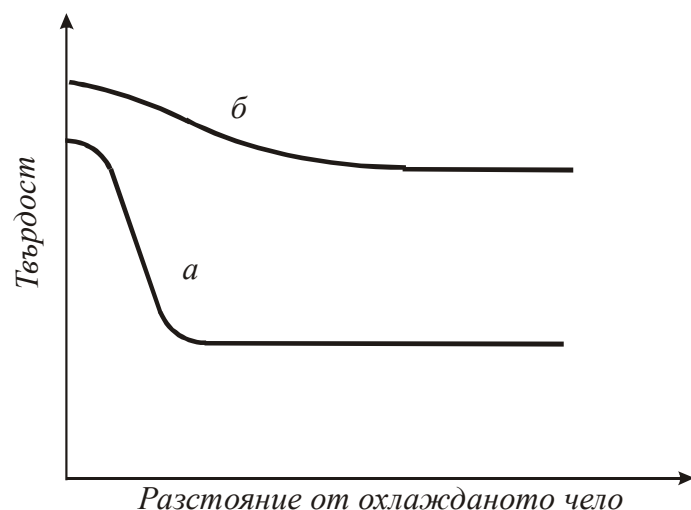
на мартензита и на троостита практически зависи най-много от въглерода, то и твърдостта на полумартензитната зона зависи най-много от процентното съдържание на въглерода в стоманата. Фиг. 3.11 показва твърдост по Роквел на полумартензитната структура в зависимост от въглеродното съдържание на стоманата.

Съществуват различни методи за определяне на прокаляемостта на стоманата.

- *По вида на лома.* Този метод е най-прост и се прилага за контрол на прокаляемостта на въглеродни инструментални стомани. Образец (тип гредови елемент) с напречно сечение $20 \times 20 \text{ mm}$ се закалява във вода и се разрушава на две. За определяне на дълбочината на закаляване служи дебелината на ситнозърнестия закален повърхностен слой. Ако се закалят образци със стъпаловидно променящи се размери, може да се установи как се изменя дълбочината на закаления слой в зависимост от напречните размери на образца.

- *По разпределението на твърдостта в дълбочина на сечението.* Цилиндричен образец с дължина четири пъти по-голяма от диаметъра му се закалява във вода или масло. След това се разрязва с абразивен диск или твърдосплавен нож при обилно охлаждане за да не се отвърне образецът. Повърхнината се шлифова, твърдостта се измерва в дълбочина през стъпка $1-2 \text{ mm}$ и се построява кривата на изменение на твърдостта. По вида на кривата се отчита дълбочината на мартензитната зона. Методът се прилага за конструкционни стомани, но не е подходящ за контрол в условията на масово производство.

- *Метод на челното закаляване.* Този метод, разработен от Н. Т. Гудцов, е най-широко приложение в практиката. Стандартен цилиндричен образец с диаметър 25 mm и дължина 100 mm от стомана, чиято прокаляемост се определя, се загрява до необходимата за закаляване температура и след това се подлага под действие на водна струя, насочена по челото на образца. След това се измерва твърдостта по дължината на образца. От изменението на твърдостта се съди за прокаляемостта. Твърдостта на стомана с малка прокаляемост бързо намалява (на малки разстояния от челото) (фиг. 3.12).

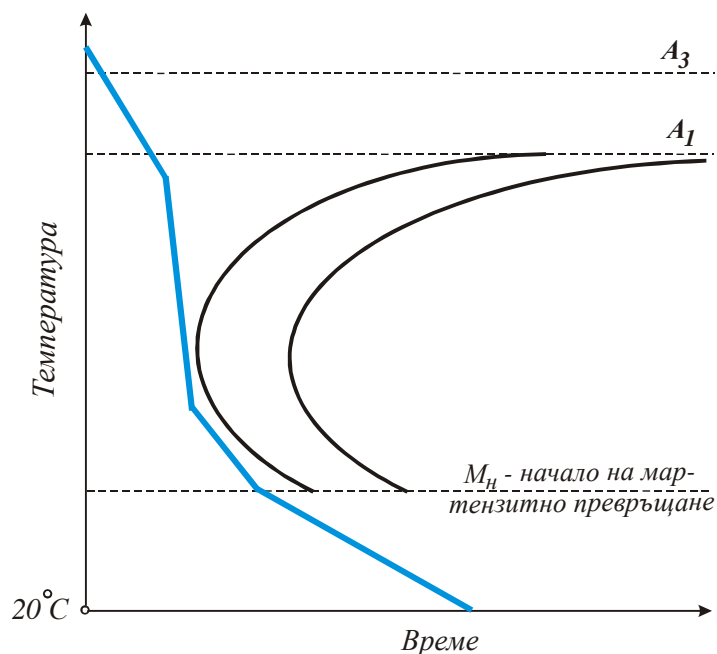


Фиг. 3.12. Криви на прокаляемост за стомана: а. с малка прокаляемост; б. с голяма прокаляемост

4. Охлаждащи среди

Изборът на охлаждаща среда е от решаващо значение за постигане на максимална прокаляемост. Охлаждането трябва да се извършва с голяма скорост в температурния интервал, в който аустенитът е най-неустойчив ($650-500^{\circ}\text{C}$) и опасността от разпадането му във ферито-цементитна смес е най-голяма. За температурите извън този интервал охлаждането трябва да протича с по-малка скорост с цел минимизиране на вътрешните напрежения. Най-голяма е опасността от възникване на деформации и пукнатини в температурния интервал на мартензитното превръщане ($300-200^{\circ}\text{C}$) и затова по време на образуване на мартензита скоростта на охлаждане трябва да е най-малка. Фиг. 3.13 показва идеалната крива на скоростта на охлаждане при закаляване. Следователно, най-добра е тази охлаждаща среда, която осигурява крива, максимално близка до идеалната. Някои от използваните в практиката охлаждащи среди и тяхната охлаждаща способност в интервалите $650-500^{\circ}\text{C}$ и $300-200^{\circ}\text{C}$ са показани в табл. 3.1.

Въглеродните стомани имат голяма критична скорост на охлаждане и се закаляват във вода и водни разтвори на киселини и соли. Легираните стомани имат по-малка критична скорост и голяма част от тях се закаляват в масло. Недостатък на маслото е лесната възпламенимост и високата му цена. Охлаждащото действие на средите зависи от много фактори: вискозитет, топлопроводност, температура и др.



Фиг. 3.13. Идеална крива на охлаждане за закаляване

Таблица 3.1. Охлаждащи среди и скорост на охлаждане

Охлаждаща среда	Скорост на охлаждане, °C/s	
	650-500 °C	300-200 °C
Вода при температура °C		
18	600	270
50	100	270
75	30	270
10% воден разтвор на		
NaCl	1100	300
H ₂ SO ₄	750	300
Na ₂ CO ₃	800	270
Машинно масло	150	30
Трансформаторно масло	120	25
Сапунена вода	30	200
Въздух	3	1

5. Вътрешни напрежения при закаляване

При нагряване и охлаждане в стоманата възникват два вида напрежения: *температурни (термични)* и *структурни (фазови)*. Първите са резултат от различната скорост, с която се нагряват и охлаждат дебелиите и

тънките части на детайлите. Неедновременното протичане на структурните (фазови) превръщания в тези части е причина за поява на структурни напрежения. Промените в температурата и в структурата са причина за изменение в обема на детайла, поради което възникват различни по вид и големина напрежения. Като следствие, детайлите се деформират, а когато напреженията достигнат якостта на материала възникват пукнатини. Напреженията при нагряване не са опасни, тъй като стоманата е пластична. Нееднородността в разширенията се компенсира от пластичните деформации, непосредствено последвани от рекристализация, при която деформираната кристална решетка се изправя. Когато се достигне температурата на нагряване, след необходимото задържане във всички точки от детайла температурата е изравнена. При охлаждането с надкритична скорост обаче отново се появяват температурни разлики и с рязкото понижаване на температурата нееднородността на свиването не може да се компенсира. В дебелиите части се появяват остатъчни напрежения на опън, а в тънките части – остатъчни напрежения на натиск. Когато тези напрежения са в еластичната област, те не се проявяват с външни признаци. Когато обаче в някои точки от детайла тези напрежения преминават границата на провлачване, настъпва изкривяване на детайла, т.е., възникват остатъчни деформации. Пукнатини възникват, когато остатъчните (термични) напрежения достигнат якостта на стоманата. Същевременно възникват и структурни (фазови) напрежения, тъй като отделните фази имат различни специфични обеми. Например, аустенитът има по-малък специфичен обем от продуктите на неговото разпадане – перлит (сорбит, троостит) и мартензит. Мартензитът има най-голям специфичен обем.

Трябва да се отбележи, че полетата на термичните и фазовите напрежения в детайла са нехомогенни и нестационарни и във всеки момент се суперпонираат (наслагват). Пълното напрежение в околност на дадена точка от детайла е суперпозиция от температурно и фазово напрежение, и е функция на времето до момента на хомогенизиране на температурното поле.

Като обобщение, термичните и фазовите напрежения се появяват в резултат на нехомогенността на температурното поле при охлаждане и протичането на фазови превръщания в различните части на детайла,

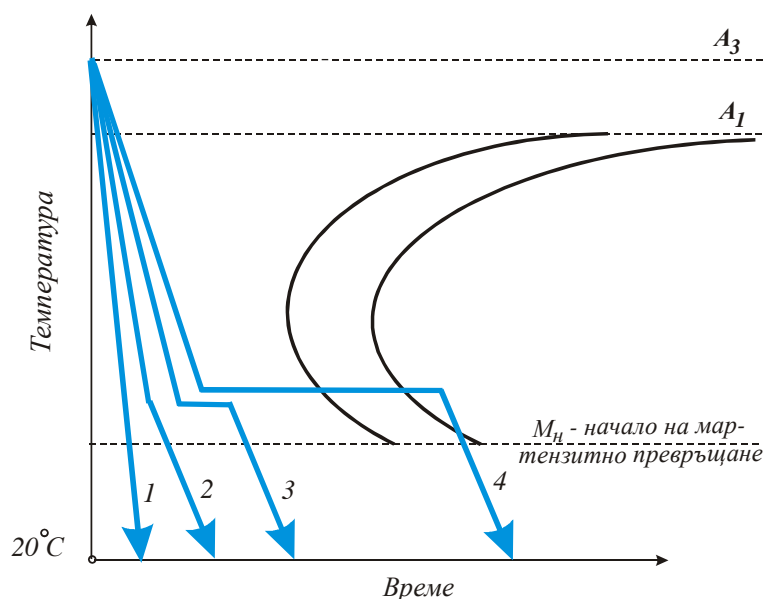
както и в различните точки от едно негово сечение. За намаляване на остатъчните напрежения закаленият детайл се подлага на отвързване.

Основната цел на закаляването на стоманата е постигане на голяма твърдост, без да се допуснат недопустими деформации, т.е., недопустима промяна на формата и размерите на детайла. В практиката това се постига, като се избере подходящ метод на закаляване и се извърши следващо отвързване.

6. Видове закаляване

Закаляване в една охлаждаща среда

Състои се в бързо охлаждане на нагрятото тяло във вода, масло или друга охлаждаща среда (фиг. 3.14, крива 1). Недостатък на този метод е възникването на големи вътрешни (остатъчни) напрежения. Поради това, този метод не се използва за закаляване на детайли със сложна форма и при стомани с малка топлопроводност, каквито са някои легирани стомани.



Фиг. 3.14. Криви на охлаждане при различни начини на закаляване

Закаляване с предварително охлаждане

Прилага се за намаляване на вътрешните напрежения. Преди да се потопи в охлаждащата среда, детайлът се задържа известно време на въздуха, като не трябва да се допуска понижение на температурата под линията GSK на желязо-въглеродната диаграма (виж например фиг. 20).

Закаляване в две охладителни среди

Състои се в последователно охлаждане на детайлите първоначално във вода до $450-350^{\circ}\text{C}$, а след това по-бавно – в масло или на въздух (фиг. 3.14, крива 2). По този начин се предотвратява разпадането на аустенита в перлит (сорбит, троостит) в интервала $650-500^{\circ}\text{C}$ и възникването на големи фазови напрежения в интервала на мартензитното превръщане $300-200^{\circ}\text{C}$, които се получава при охлаждане във вода. Недостатък на този начин на закаляване е трудната му изпълнимост, тъй като престоя на детайла в първата охлаждаща среда е само няколко секунди и тази продължителност трудно се контролира. Закаляването в две охлаждащи среди се прилага главно за инструменти от въглеродна стомана.

Степенно закаляване

Нагретият детайл се поставя в солна вана с температура, малко по-висока от тази на мартензитното превръщане. След определено задържане за изравняване на температурата в детайла се охлажда на въздух (фиг. 3.14, крива 3). Като охлаждаща среда се използва стопилка на смес от лесно топими соли, например $55\% \text{KNO}_3$ и $45\% \text{NaNO}_2$ или $55\% \text{NaNO}_3$ и $45\% \text{NaNO}_2$. При този режим на охлаждане се предотвратява образуването на термични остатъчни напрежения. Този вид закаляване се прилага главно за дребни детайли от въглеродна стомана.

Изотермично закаляване

Състои се в продължително охлаждане на нагрети детайли в солни вани с температура ($250-400^{\circ}\text{C}$), малко по-висока от тази на мартензитното превръщане до пълно разпадане на аустенита и следващо охлаждане на въздух (фиг. 3.14, крива 4). Като резултат от изотермичното закаляване се получава игловиден троостит. Той има голяма твърдост ($HRC = 45-50$), повишени якост, пластичност и жилавост. На изотермично закаляване се подлагат машинни елементи, склонни към деформации и образуване на пукнатини. След изотермично закаляване не се прави отвъръщане.

Светло закаляване

То представлява степенно или изотермично закаляване, при което детайлите се нагряват до температурата на закаляване в солна вана ($50\% \text{KCl}$ и $50\% \text{NaCl}$) и се охлаждат в стопилка от алкални основи ($\text{KOH}+\text{NaOH}$). След закаляване светлата повърхност на детайлите се запазва и не се нуждае от допълнително почистване.

§18. Отвъръщане

В закаления стоманен детайл са възникнали остатъчни термични и структурни (фазови) напрежения. За отстраняване на тези напрежения, както и за стабилизиране на мартензитната структура, закаленият детайл се подлага на *отвъръщане*. В зависимост от температурата, при която се провежда този вид ТО, отвъръщането бива *ниско-температурно*, *средно-температурно* и *високо-температурно*.

1. Ниско-температурно отвъръщане

Закаленият детайл се нагрява до $150-200^{\circ}\text{C}$, задържа се при тази температура и след това се охлажда на въздух. Като резултат, вътрешните напрежения частично се отстраняват. При нагряването част от въглерода се отделя от решетката на мартензита във вид на малки цементитни иглички и специфичният обем на мартензита намалява, тъй като тетрагоналността на решетката намалява, т.е., приближава се към кубична. Получената структура се състои от мартензит с намалено съдържание на въглерод и цементит. Такава структура се нарича *отвърнат мартензит*. Той се характеризира с голяма твърдост и износоустойчивост. Ако отвъръщането се проведе при по ниска температура (до 100°C), за да протекат описаните по-горе процеси е необходимо продължително задържане. Такова отвъръщане се нарича *естествено стареене*. На ниско-температурно отвъръщане се подлагат детайли, от които се изисква голяма твърдост и износоустойчивост – металорежещи и измервателни инструменти и др.

2. Средно-температурно отвъръщане

Закаленият детайл се нагрява до $300-400^{\circ}\text{C}$. При нагряване до $200-300^{\circ}\text{C}$ заедно с разпадане на мартензита се извършва разпадане на остатъчния аустенит във ферито-цементитна смес. При повишаване на температурата до 400°C разпадането на мартензита завършва. Отделените цементитни иглички започват да се закръглят. Като резултат се образува троостит, наречен *отвърнат троостит*. Средно-температурното отвъръщане се прилага за детайли, от които се изисква висока еластичност и значителна ударна жилавост, като пружини, ресори, щампи и др.

3. Високо-температурно отвърщане

При този вид отвърщане стоманата получава най-добро съчетание на механични свойства – повишена якост, пластичност и ударна жилавост. Стоманата се нагрива до $500-600^{\circ}\text{C}$, в резултат на което цементитните зърна се уголемяват. Получената структура е *отвърнат сорбит* с незначителни вътрешни напрежения. ТО на стоманата, която състои в закаляване и високо-температурно отвърщане се нарича *подобряване*. На подобряване се подлагат детайли, които работят в условия на големи натоварвания, като зъбни колела, оси, валове и др.

С увеличаване на температурата на отвърщане твърдостта и якостта на стоманата намаляват, а се увеличава пластичността и ударната жилавост.

§19. Обработка със студ

Структурата на закалената стомана съдържа остатъчен аустенит. Във високо-легираните и в легираните стомани количеството на остатъчния аустенит е значително. В някои инструментални и цементуеми стомани то достига до $40-50\%$. Остатъчният аустенит намалява твърдостта на стоманата и причинява самопроизволно изменение на размерите на детайла. Причината е, че с течение на времето остатъчният аустенит се разпада, в резултат на което обемът на детайла се увеличава, тъй като продуктите на разпада (ферито-цементитна смес) имат по-голям специфичен обем. Това изменение в процеса на естествено стареене на стоманата е от порядъка на микрометри и в повечето случаи е без практическо значение. Но за измервателни инструменти, елементи на търкалящи лагери и др. това изменение е недопустимо. Ето защо остатъчният аустенит трябва да се сведе до възможен минимум. За целта се прилага обработване със студ. Тази ТО се основава на обстоятелството, че мартензитното превръщане завършва при температури под стайната, а също така при отрицателни температури. При тази ТО, следствие попълното мартензитно превръщане, твърдостта на въглеродните стомани се повишава с няколко единици по Роквел, а при някои легирани стомани това повишение може да достигне до 10 единици. Температурата на обработката със студ се определя в зависимост от химичния състав на стоманата. За повечето стомани обработката със студ може да се осъ-

ществи в уредба със смес от твърд CO_2 и денатуриран спирт, в която се постига температура до $-78^{\circ}C$. За по-ниски температури се използват хладилни агенти като етан, етилен, течен кислород, течен азот и др. От фиг. 2.21 се вижда, че на обработване със студ има смисъл да се подлагат въглеродни стомани с въглеродно съдържание по-голямо от 0.6%, тъй като при тях мартензитното превръщане завършва при температура, по-ниска от стайната.

§20. Повърхностно закаляване

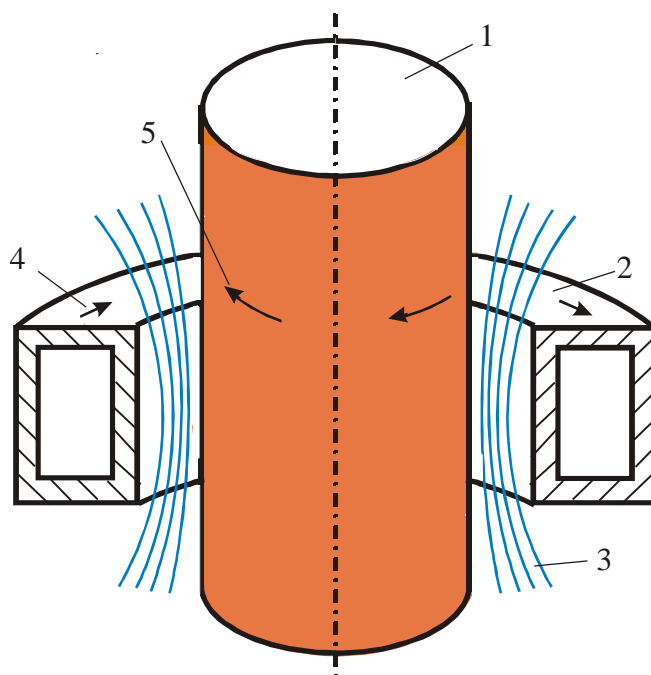
Голяма част от елементите на уреди, машини и съоръжения са натоварени динамично, и в частност циклично, и/или са подложени на интензивно износване. Затова е необходимо тези елементи да притежават голяма якост и твърдост на повърхностните и подповърхностни слоеве, и жилава сърцевина. Такива свойства се получават чрез повърхностно закаляване и химико-термична обработка. Следва да се отбележи, че такива свойства се получават и с някои методи за *повърхностно пластично деформиране*.

Повърхностното закаляване се състои в бързо нагриване на повърхностния слой, а от там и на подповърхностните слоеве на малка дълбочина от повърхността, до температура с $30-50^{\circ}C$ над линията GS и следващо охлаждане с цел получаване на мартензитна структура. Голямата скорост на нагриване силно ограничава разпространението на топлината в дълбочина. Повърхностното закаляване се осъществява обикновено чрез *нагриване с ток с висока честота* или с *кислородо-ацетиленов пламък*. Друг метод за повърхностно нагриване е чрез *концентрирани енергийни потоци*, например чрез лазер, електронно лъчеви, йонно лъчеви и други източници.

1. Повърхностно закаляване с ток с висока честота

Основава се на електромагнитната индукция и на т. нар. повърхностен ефект. Закаляваното изделие се поставя в близост до проводник, по който тече променлив ток с висока честота (фиг. 3.15). Електромагнитното поле, създадено около проводника, индуцира в повърхностния слой на детайла електродвижеща сила със същата честота, в резултат на което този слой бързо се нагрива от провежданата джаулова топлина Q

($Q=I^2Rt$), където I е токът, R е съпротивление, t е време). Поради високата честота възниква особено подчертан скин-ефект, следствие на който токът тече само по-повърхността на закаляемия детайл. Дълбочината, на която прониква индуцирания ток, зависи от неговата честота. Колкото честотата е по-голяма, толкова по-малка е дълбочината и обратно. За повърхностно закаляване обикновено се използва ток с честота от 2000 до 1000000 Hz, с което се постига дълбочина на закаляване от няколко стотни до няколко милиметра.



Фиг. 3.15. Повърхностно закаляване с ток с висока честота: 1 – детайл; 2 – индуктор; 3 – магнитни силови линии; 4 – направление на тока в индуктора; 5 – направление на тока в детайла

Качеството на повърхностното закаляване зависи от честотата на тока, от продължителността на нагряване, конструкцията и положението на индуктора, разстоянието между закаляваното изделие и индуктора и др. Този метод на повърхностно закаляване има редица предимства, изразяващи се във възможността за прецизно определяне на дълбочината, температурата и времетраенето на загряване. По този начин може да се избегне прегряване на материала или нарастване на зърната. Загряването е много равномерно и бързо, и може да се извърши и на трудно достъпни места в детайла посредством специално пригоден индуктор. Методът е подходящ за по-голямо серийно производство, тъй като за

всеки вид (като форма и размери) детайл е необходим съответен индуктор. На индукционно закаляване се подлагат въглеродни и легирани стомани с въглеродно съдържание над 0.4% . Предимство имат стоманите с по-малко съдържание на ферит, тъй като в този случай по-бързо се образува хомогенен аустенит. По-добре се закаляват стомани с по-високо въглеродно съдържание.

2. Повърхностно закаляване с кислородно-ацетиленов пламък

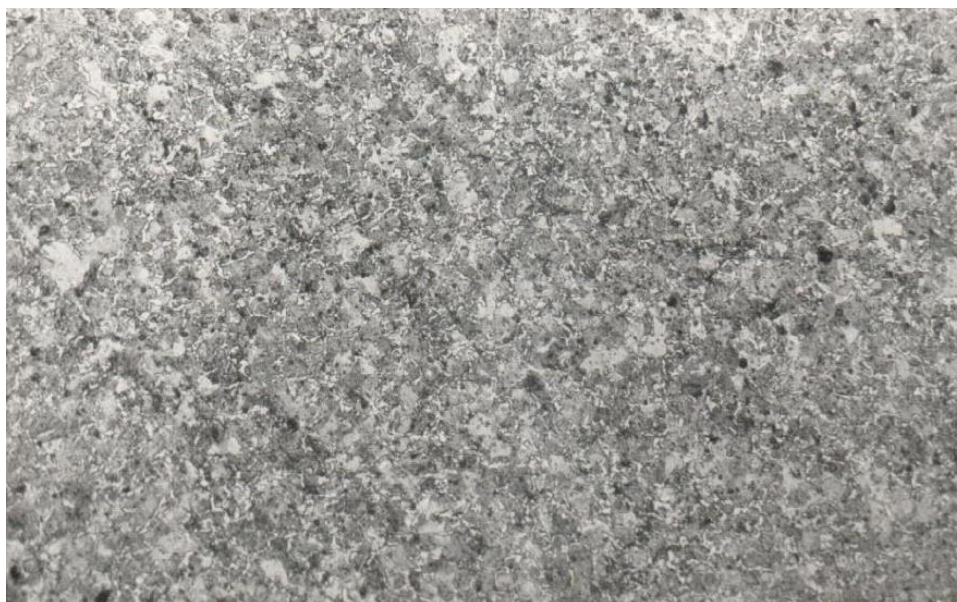
Повърхността на детайла се нагрява с кислородно-ацетиленов пламък, след което се охлажда с вода. Дълбочината на закаления слой достига до няколко милиметра. Върху дълбочината на закаляване и равномерността на закаления слой влияят много фактори: мощността и наклонът на горелката; разстоянието между горелката и закаляваната повърхност; продължителността на нагряване; съставът на газовата смес; съставът на закаляваната стомана и др. Практически е невъзможно едновременното контролиране на толкова много фактори. Поради това не може да се постигне равномерно нагряване на повърхността и като резултат закаленият слой има нееднородна структура. Повърхностното закаляване с кислородно-ацетиленов пламък се прилага по-рядко и главно за детайли с големи размери и сложна форма.

§21. Дефекти при термична обработка

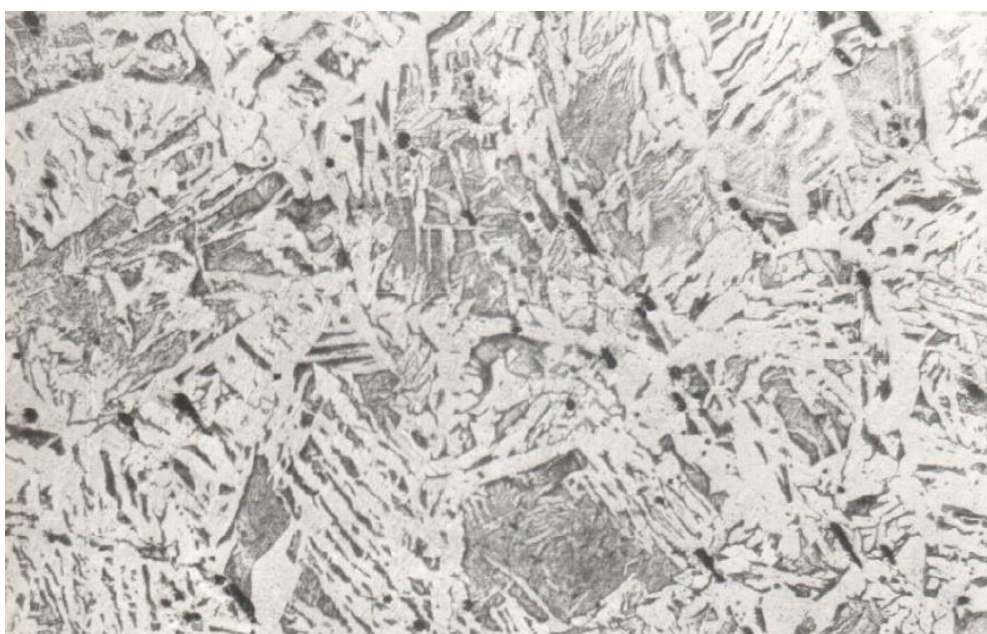
Дефектите, които се получават при ТО са твърде разнообразни. Най-характерните от тях са недогриване, прегряване, прегаряне, окисляване, обезвъглеродяване, деформации, пукнатини.

1. Недогряване

Получава се, когато стоманата се нагрява до температура, по-ниска от определената. Като резултат, структурата на закалена подевтектоидна стомана може да се състои от ферит и мартензит (фиг. 3.16), което понижава твърдостта поради по-меката феритна фаза. Такова непълно закаляване може да се коригира чрез отгриване и следващо закаляване при нормална температура.



Фиг. 3.16. Мартензитно-феритна структура след непълно закаляване на стомана С45, х250 [4]



Фиг. 3.17. Видманщетеннова структура в стомана С40, х250 [4]

2. Прегряване

Дължи се на продължително нагряване на стоманата при температура, по-висока от необходимата. В резултат стоманата получава едрозърнеста структура, намалена пластичност и ударна жилавост. Например, прегряването при нормализация довежда до образуване на ферито-цементитна структура, в която феритът образува пластинки, които са разположени под ъгъл едни спрямо други. Тази структура се нарича *видманщетеннова* (фиг. 3.17). Стомана с такава структура има ниски механични

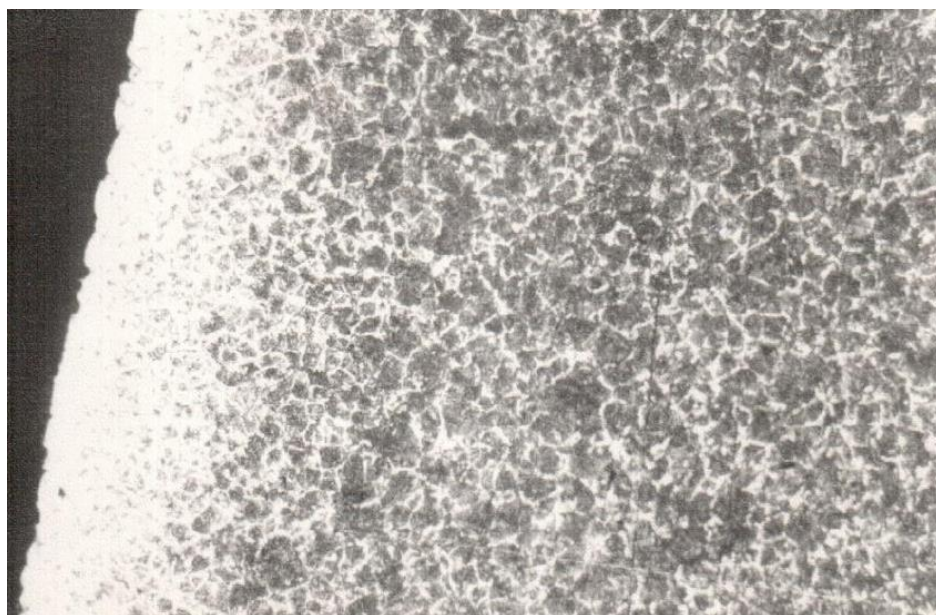
свойства. Видманщетената структура се отстранява чрез повторна нормализация със зададената температура на нагряване. Образованият при закаляване груб едроиглест мартензит с понижени механични свойства е също резултат от прегряване. Този дефект се отстранява чрез отгряване и следващо закаляване.

3. Прегаряне

Продължителното нагряване на стоманата до температура, близка до тази на топене, може да доведе до прегаряне на стоманата. Този дефект се характеризира с окисляване на метала по границите на зърната. Прегарянето е непоправим дефект.

4. Окисляване и обезвъглеродяване

Тези дефекти са резултат от химичното взаимодействие на стоманата с газовете от атмосферата в пещта (O_2 , H_2 , CO_2). Окисляването причинява загуба на метал и прави невъзможно равномерното протичане на термичните процеси. Обезвъглеродяването (фиг. 3.18) е причина за намалената твърдост и износоустойчивост на повърхностните слоеве на детайлите. За предпазване от окисляване и обезвъглеродяване се използват защитни атмосфери. Ако дебелината на дефектния слой е малка, той може да бъде отстранен чрез механична обработка. В обратния случай дефектът е непоправим.



Фиг. 3.18. Обезвъглероден слой вследствие нагряване за ТО на стомана C45, $\times 100$ [4]

5. Деформации и пукнатини

Те са резултат от вътрешни напрежения. Обикновено се образуват при закаляване, следствие от неправилно охлаждане. За предпазване от тези дефекти е необходимо да се спазва предписания режим на охлаждане – например изотермично и степенно закаляване, закаляване в приспособления, преси и др. Деформиранията детайли в повечето случаи могат да се изправят, докато пукнатините са непоправим дефект.

6. Закаляване на петна

Този дефект се получава при наличие на окисна корица по повърхността на детайлите, при неравномерно охлаждане, при допиране на детайлите в процеса на охлаждане и др.

7. Разяждане на повърхността и намаляване на размерите на детайлите

Получава се при нагряване в солни вани при отклонения от зададения състав на солевата смес.

ГЛАВА 4. ТЕРМИЧНА ОБРАБОТКА НА ЛЕГИРАНИ СТОМАНИ

§22. Легирани стомани

Свойствата на въглеродните стомани се подобряват чрез включване в състава им на легиращи елементи, като *Cr, Ni, W, Mo, V, Co, Si, Mn* и др. Получените по този начин стомани се наричат *легирани*. Същевременно легиращите елементи променят критичните точки на желязото и диаграмата на състоянието на системата *Fe-Fe₃C*. Ето защо, специалните свойства на легираните стомани се проявяват след тяхната ТО. Легираните стомани се класифицират по два основни критерия: *структура* и *предназначение*. По първия критерий те биват с: *феритна, перлитна, мартензитна, аустенитна и карбидна структура*. Най-голямо приложение (като конструкционни стомани) намират легираните стомани с перлитна структура. Аустенитните стомани са неръждаеми (например хром-никелови стомани) или пък устойчиви срещу износване (например манганова Хадфийлдова стомана). Феритните и мартензитни стомани се използват по-рядко. По предназначение легираните стомани се разделят на *конструкционни, инструментални и такива с особени свойства (неръждаещи, огнеупорни, износоустойчиви)*. Конструкционните стомани от своя страна биват цементуеми (повърхностният слой се обогатява с въглерод) и подобряеми. Първите съдържат малко въглерод (*0.1-0.3%*) и следователно не се подлагат на закаляване. Подобряемите стомани (*0.3-0.5% C*) се употребяват в подобро състояние – закалени и отвърнати на сорбит.

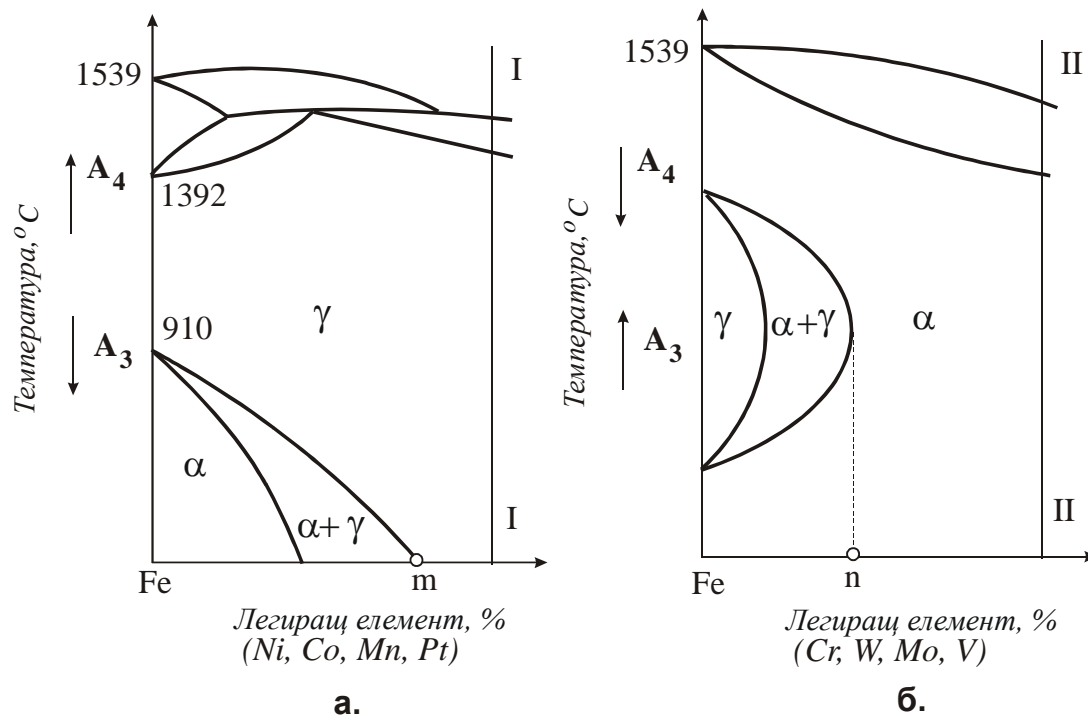
Означенията на легираните стомани са показани в Приложение 1.

В приложение 3 са дадени режими на ТО на конкретни легирани стомани.

§23. Влияние на легиращите елементи върху диаграмата на състоянието Fe-Fe₃C

Някои легиращи елементи, като *Ni, Co, Mn, Pt* и др. (фиг. 4.1а) изместват точка *A₄* нагоре, а *A₃* – надолу, разширявайки по този начин аустенитната област. Ако съдържанието на легиращите елементи е по-високо от концентрацията в т. *m* (фиг. 4.1а – сплав I), стоманата запазва аусте-

нитната структура при охлаждане до стайна температура. Такива стомани се наричат аустенитни. Други легиращи елементи, като *Cr*, *W*, *Mo*, *V* и др., намаляват и затварят аустенитната област, и разширяват феритната област (фиг. 4.1б). Ако съдържанието на легиращите елементи е по-високо от концентрацията в т. *n* (фиг. 4.1б – сплав II), стоманата има феритна структура от стайна температура до температурата на топене. Такива стомани се наричат феритни.



Фиг. 4.1. Влияние на легиращите елементи върху критичните точки A_3 и A_4 на желязото

Никелът, кобалтът, манганът и платината понижават, а хромът, волфрамът, молибденът и ванадият повишават критичната точка A_3 . Ето защо, при определяне на температурата на ТО трябва да се отчита влиянието на легиращите елементи върху положението на критичните точки. Например хромовите стомани се нагряват до по-високи температури от въглеродните, докато никеловите стомани се нагряват до по-ниски температури.

Легиращите елементи влияят върху положението на евтектоидната линия и на критичните точки S и E . Всички легиращи елементи изместват наляво точки S и E , тъй като намаляват, съответно, съдържанието на въглерод в легирания перлит и максималното съдържание на въглерод

в аустенита. Това влияние в някои случаи е силно и води до съществени промени в структурата на стоманата. Например, поради значителното изместване на точките S и E вляво, структурите на бързорезните и високо-хромовите инструментални стомани съдържат, освен перлит и вторични карбиди, и ледебурит. Последният придава крехкост на стоманата, особено ако не е разпределен равномерно. За да се раздробят ледебуритът и да се разпредели равномерно, заготовките, от които се изработват режещите инструменти, се подлагат на коване или друг вид гореща обработка под налягане.

§24. Разпределение на легиращите елементи в структурата на стоманата

В зависимост от отношението им към въглерода, легиращите елементи се разделят на две групи: карбидо-образуващи елементи (Mn, Cr, W, Mo, V, Ti, Nb и др.) и такива, които не образуват карбиди (Ni, Co, Cu, Si и др.). Когато са в малки количества, карбидообразуващите елементи се разтварят в цементита и образуват т. нар. легиран цементит по общата формула $(Fe, L)_3C$, където L е легиращият елемент – например, $(Fe, Mn)_3C$, $(Fe, Cr)_3C$ и т. н. Ако са в по-големи количества, карбидообразуващите елементи създават самостоятелни (специални) карбиди – например, Cr_7C_3, W_2C, Mo_2C и др. Създават се и двойни карбиди, съдържащи в състава си два карбидо-образуващи елемента.

Карбидите са много твърди и придават на стоманата голяма твърдост и износоустойчивост, особено когато са равномерно разпределени и имат малки размери. Карбидообразуващите елементи намаляват ударната якост, топло- и електро-проводимостта на стоманата.

Легиращите елементи, които не образуват карбиди, се разтварят във ферита и аустенита на незакалените стомани, и в мартензита на закалените. Разтворените във ферита легиращи елементи увеличават твърдостта, но намаляват якостта на удар. Изключение прави никелът, който, ако е под 4%, повишава ударната жилавост. Легиращият аустенит има по-голяма якост и по-голяма устойчивост на разпадане.

§25. Влияние на легиращите елементи върху превръщанията при охлаждане

1. Изотермично разпадане на аустенита

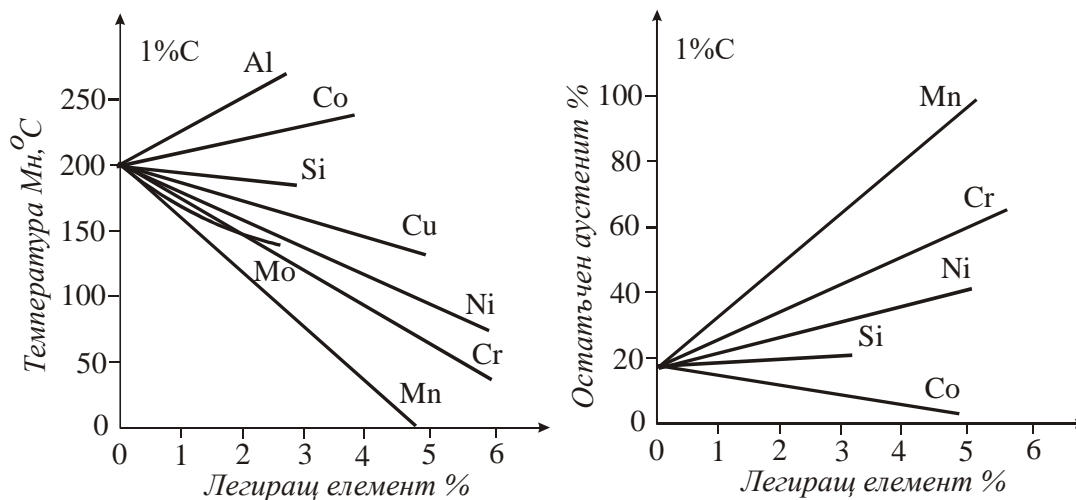
Всички легиращи елементи, които се разтварят в аустенита, увеличават неговата устойчивост, респективно забавят неговото разпадане. Следователно кривите на изотермично разпадане на аустенита се изместват надясно и то толкова повече, колкото е по-голямо количеството на легиращия елемент. Щом кривите са изместени надясно, тангентата към тях ще има по-малък наклон, което означава по-малка критична скорост на закаляване. Такова влияние имат Cr , W , Ni и др. Някои от тях, като никелът например, освен това изменят и вида на кривите, като се получават два минимума. Намаляването на критичната скорост при тези легирани стомани позволява да се използва по-мека охлаждаща среда, например масло вместо вода, с което бракът се намалява значително. Особено силно е влиянието на хрома. Например, за намаляване на опасността от деформация при закаляване на въглеродна инструментална стомана $У12$ в състава се включва $0.5\%Cr$. По този начин се намалява критичната скорост на закаляване и вместо във вода тази стомана се закалява в масло. Следва да се отбележи, че с намаляване на критичната скорост на охлаждане прокаляемостта на стоманата се увеличава, което е от съществено практическо значение. При някои легирани стомани кривите са изместени толкова надясно, респ. критичната скорост на закаляване става толкова малка, че тези стомани се закаляват на въздух. Такива стомани нормално имат мартензитна структура и се наричат *самозакаляващи се*.

Други елементи, като Co и Al , изместват кривите наляво, доближавайки ги до ординатната ос. Тези елементи образуват фини неразтворими в аустенита карбиди. В този случай критичната скорост на закаляване се увеличава.

Легиращите елементи (с някои изключения, като Co и Al) облекчават закаляването, но затрудняват отгряването, а в някои случаи дори го правят невъзможно. Например при отгряване на високо-легираните стомани, за да се получи перлитно разпадане на аустенита, охлаждането трябва да се проведе с практически недостижимо малка скорост.

2. Влияние върху мартензитното превръщане

Всички легираща елементи, с изключение на *Co* и *Al*, понижават температурата на мартензитното превръщане и увеличават количеството на остатъчния аустенит (фиг. 4.2). Тези тенденции се засилват с увеличаване на въглеродното съдържание в стоманата. При някои легирани стомани температурата на мартензитното превръщане се понижава дори до отрицателни температури. Например такива са аустенитните стомани, които поради високия процент на съдържание на *Ni* и *Mn*, запазват аустенитната си структура след закаляване. Никелът и манганът придават висока устойчивост на аустенита и понижават точката на мартензитно превръщане M_K под нулата.



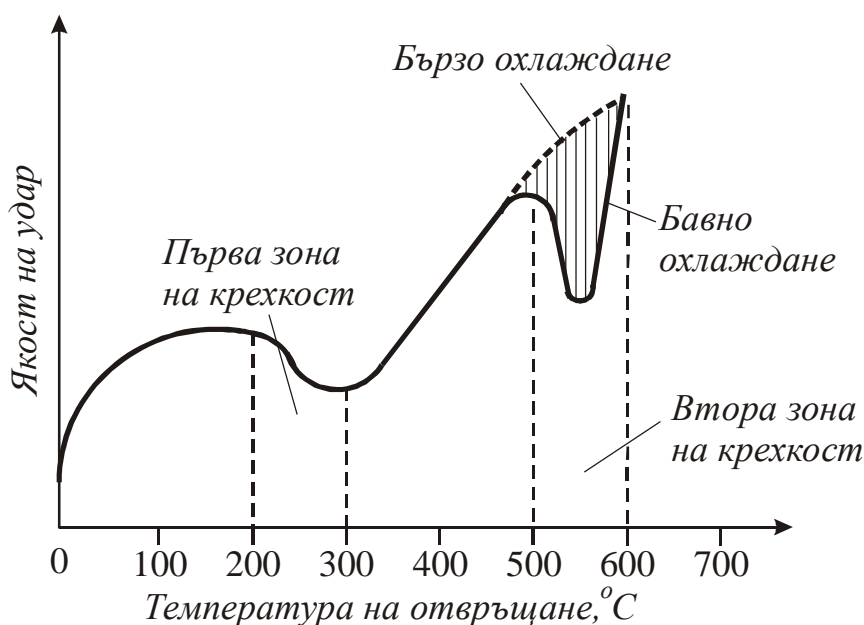
Фиг. 4.2. Влияние на легиращите елементи върху температурата на мартензитно превръщане и остатъчния аустенит в стомана с 1% въглерод

§26. Влияние на легиращите елементи върху процесите на отвъръщане

Легиращите елементи оказват влияние на процесите, свързани с отделянето и коагулацията (обединяването на малки диспергирани частици в по-големи) на карбидите, които протичат при отвъръщане на закалената стомана. Голяма част от легиращите елементи (*Cr*, *Mo*, *V* и др.) *забавят процесите на разпадане на мартензита*. Отделянето на легиращия цементит и на специалните карбиди се извършва по-трудно и при по-високи температури, отколкото отделянето и коагулацията на цементита при отвъръщане на обикновени стомани. Например в бързорезните стомани

(P9, P18) и високо-хромовите щампови стомани (X12, X12M, X12Φ) разпадането на мартензита започва едва при $350-400^{\circ}\text{C}$.

Характерно явление за мангановите, хром-мангановите, хром-никеловите и др. конструкционни стомани е *крехкостта на отвъръщане*. Изразява се в понижаване на якостта на удар (ударната жилавост). В зависимост от температурата на отвъръщане се наблюдават два температурни интервала на крехкост: $200-300^{\circ}\text{C}$ и $500-600^{\circ}\text{C}$. Фиг. 4.3 показва зависимостта на якостта на удар от температурата на отвъръщане. Втората зона на крехкост, която има голямо значение за практиката, се проявява само, ако отвърнатата при този температурен интервал стомана се охлажда бавно. Бързото охлаждане отстранява крехкостта и съответно значително повишава якостта на удар. Склонност към крехкост на отвъръщане показват главно стомани с повишено съдържание на хром, манган и фосфор. Причините за второто понижаване (при $500-600^{\circ}\text{C}$) на ударната жилавост не са добре изяснени. Установено е, че при съдържание на $0.2-0.3\% \text{ Mo}$ или $0.5-0.7\% \text{ W}$ склонността на стоманите към крехкост на отвъръщане се отстранява. Крехкостта на отвъръщане е обратима. Ако крехката стомана се нагрее до 550°C и бързо се охлади, крехкостта се отстранява.



Фиг. 4.3. Зависимост на якостта на удар от температурата на отвъръщане

§27. Термично обработване на легирани конструкционни стомани

1. Манганови стомани

В групата на мангановите легирани стомани влизат стоманите⁴ 15Г, 20Г, 30Г, 40Г, 50Г, 60Г със съдържание на 0.7-1.0% Mn; 65Г, 70Г с 0.9-1.2% Mn; 10Г2, 15Г2, 30Г2, 35Г2, 40Г2, 45Г2 и 50Г2 с 1.4-1.8% Mn. В сравнение с въглеродните стомани те имат фина структура и повишена якост, твърдост и жилавост. Манганът увеличава прокаляемостта им, но тези стомани са склонни към образуване на вътрешни напрежения, поради което възможността за деформации и пукнатини е по-голяма. Последното се дължи на склонността за нарастване на аустенитните зърна при нагриване. В допълнение, тези стомани проявяват значителна крехкост на отвърщане. Ниско-въглеродните манганови стомани се подлагат на цементация и се заваряват добре.

Мангановите легирани стомани се използват за изработване на детайли, подложени на динамични натоварвания – колянни и разпределителни валове, оси мотовилки и др.

2. Силициеви конструкционни стомани

Такива са стоманите 55С2, 60С2 и 60С2А, съдържащи 1.5-2.0% Si. Силицият повишава прокаляемостта, задържа разпадането на мартензита при отвърщане и значително уякчава ферита. Тези стомани са склонни към обезвъглеродяване, графитизация, нарастване на зърната при нагриване и повърхностни дефекти при гореща обработка. Тези недостатъци се преодоляват чрез допълнително легиране на силициевите стомани с Cr, W, V, Ni.

След закаляване в масло от температура 960°С и отвърщане при 500°С силициевите стомани имат голяма твърдост и висока граница на еластичност. Използват се за изработване на ресори, пружини, торсионни валове и др. Тези детайли са подложени на знакопроменливи натоварвания, водещи до умора на материала. За увеличаване на границата на умора детайлите се обработват чрез повърхностно пластично дефор-

⁴ Означението е направено по БДС преди въвеждане на EN 10027-1:2005. Съответствието със сега действащия стандарт БДС EN 10027-1:2005 е показано в Приложение П1 Означения на стомани

миране (ППД). Детайлите с цилиндрична форма се обработват чрез статични методи за ППД – обтъркаване с ролки или сфери (roller burnishing) или с контакт триене при плъзгане (slide burnishing; diamond burnishing). Детайлите с по-сложна форма (пружини, ресори) се подлагат на динамично ППД, например чрез метода shot peening – ударно въздействие с малки твърди частици (сачми).

3. Хромови стомани

Такива стомани са *15X, 20X, 30X, 35X, 40X, 45X, 50X*. Хромът образува карбиди и се разтваря във ферита, като повишава якостта и твърдостта, без да намалява жилавостта на стоманата. Ниско-въглеродните хромови стомани се подлагат на цементация. Закаляемите хромови стомани се закаляват добре в масло, което значително намалява възможността за деформация на детайлите.

Хромовите стомани се използват широко в практиката за зъбни колела, червячни винтове, валове, оси и др.

4. Хром-ванадиеви стомани

Прибавянето на малко ванадий (*0.1-0.2%*) увеличава пластичността на хромовите стомани. Ниско-въглеродните стомани се подлагат на цементация и следващо закаляване, а тези с по-високо въглеродно съдържание се закаляват от 860°C и след това се отвърщат при $370-420^{\circ}\text{C}$. Тези стомани допускат по-голямо прегряване без наедряване на зърната.

Хром-ванадиевите стомани *15XΦ, 20XΦ, 40XΦА* и *50XΦА* се използват за изработване на зъбни колела, разпределителни валове, бутални болтове, тръби и др. Стомана *50XΦА* се използва за пружини на клапаните на двигатели с вътрешно горене.

5. Никелови стомани

Никелът увеличава значително устойчивостта на аустенита, намалява критичната скорост на закаляване, увеличава прокаляемостта, подобрява якостта и ударната жилавост (особено в количество от 2 до 5%). Най-употребяваните никелови стомани са *13Н2А, 13Х5А, 20Н* и *30Н*. Те имат висока якост и твърдост, и същевременно добра жилавост. Закаляват се от температура $800-870^{\circ}\text{C}$ в масло и се отвърщат при $170-200^{\circ}\text{C}$. Никеловите стомани се използват за изработване на динамично натоварени детайли.

6. Хром-никелови конструкционни стомани

Към тях спадат стоманите *40XH*, *12XH3A*, *12X2H4A*. Те имат голяма якост, жилавост, прокаляемост и издържливост на умора. Стомана *40XH* се използва за закалени детайли с по-големи размери – валове, оси, зъбни колела. Нисковъглеродните стомани *12XH3A* и *12X2H4A* са най-често използваните цементуеми стомани за тежко натоварени детайли, включително и на динамични натоварвания. Тези стомани проявяват крехкост на отвърщане. Поради това някои от тях се легира допълнително с молибден.

7. Хром-манганови и хром-силициеви стомани

Към тази група се отнасят много стомани, между които *20XГ*, *35XГ2*, *27СГ*, *35ХС*, *18ХГТ*, *30ХГСА* и др. Те имат много добри механични свойства и в много случаи заместват скъпите никелови стомани. Използват се като цементуеми (*18ХГТ*) и подобряеми (*27СГ*, *33ХСА*, *35ХС*). Стоманите *18ХГТ* и *30ХГТ* съдържат *0.08-0.15% Ti*, който предпазва аустенита от наедряване при цементация. Тези стомани намират много широко приложение. Използват се също *хром-манган-силициеви стомани*, наречени *хромансил*, тъй като имат много добро съчетание от свойства и заменят скъпите хром-молибденови стомани.

8. Молибденови, хром-молибденови, хром-манган-молибденови стомани

Към тези стомани спадат *12МА*, *15М*, *20М*, *30М*, *12ХМ*, *15ХМА*, *20ХМ*, *30ХМ*, *35ХМ*, *35Х2МА*, *18ХГМ*, *40ХГМ*. Хромът и молибденът увеличават топлоустойчивостта, поради което тези стомани се използват в котлостроенето и турбостроенето, където детайлите трябва да работят при високи температури – паропрегреватели, паропроводи, арматури, ротори, валове, дискове, лопатки на парни турбини и др. Нисковъглеродните стомани са цементуеми, а тези с по-високо съдържание на въглерод са закаляеми и подобряеми.

9. Стомани за азотиране

Такива стомани са например *35ХЮА* и *38ХМЮА*. Те се подлагат на азотиране (насищане на повърхностния слой с азот) с цел повишаване на повърхностната микротвърдост. Преди азотиране стоманата се зака-

лява от температура 940°C в масло или в топла вода, отвърща се на сорбит при $550-650^{\circ}\text{C}$ и се охлажда в масло или вода.

10. Лагерни стомани

Такива стомани са *ШХ6*, *ШХ9*, *ШХ15* и *ШХ15СГ*. Те имат голяма якост, износоустойчивост и химическа устойчивост. Използват се за изработване на елементите на търкалящи лагери. Те са надевтектоидни стомани с $0.95-1.05\% \text{C}$. Качеството на изработените лагери зависи от равномерното разпределение на карбидите и затова щателно се контролира това разпределение, както и на неметалните включвания.

Термичната обработка се състои от: отгряване при 780°C (преди механичната обработка); закаляване от $820-830^{\circ}\text{C}$ в разтвор от сода или готварска сол (за дробинките на лагерите), или в масло (за пръстените им); отвърщане при $140-150^{\circ}\text{C}$. Получената след ТО твърдост е *HRC 60-64*. Структурата след закаляване е мартензит, вторични карбиди и остатъчен аустенит ($8-15\%$). Размерната стабилност на лагерите зависи от количеството на остатъчния аустенит. При големи натоварвания в лагера, остатъчният аустенит може да се превърне в деформационен мартензит, който има по-голям специфичен обем от аустенита, и по този начин да промени размерите на лагера. За да се предотврати този нежелан ефект при прецизните лагери, се прилага обработване със студ след закаляване с цел разпадане на остатъчния аустенит. След последващото ниско-температурно отвърщане структурата на лагерната стомана е мартензит от отвърщане и дребни вторични карбиди.

§28. Термично обработване на легирани инструментални стомани

Инструменталните легирани стомани имат по-голяма износоустойчивост, прокаляемост и по-малка склонност към нарастване на аустенитните зърна в сравнение с въглеродните инструментални стомани. Те се използват за инструменти, които трябва да имат прокаляемост по цялото напречно сечение.

Най-главният легиращ елемент е хромът, който намалява критичната скорост на закаляване и позволява закаляване в масло. Хромът увеличава и твърдостта на стоманата. Когато е в по-голямо количество, обра-

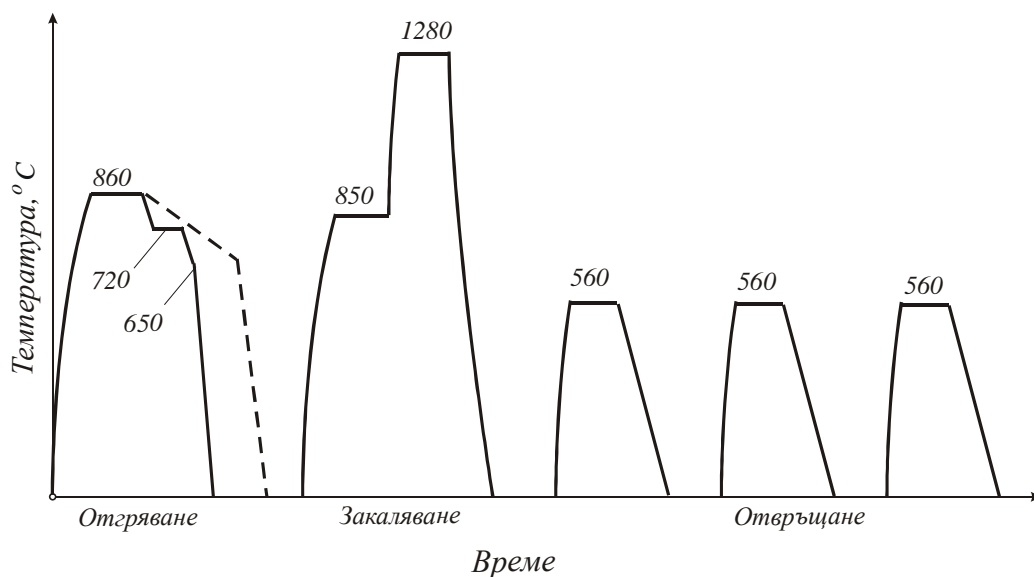
зува карбиди, например $(Cr,Fe)_7C_3$, които допълнително увеличават твърдостта и износоустойчивостта на инструментите. Когато се прибави и силиций, при увеличаване на температурата се увеличава износоустойчивостта, като твърдостта се запазва. Друг важен легиращ елемент е волфрамът. Той увеличава твърдостта и износоустойчивостта на стоманите, като образува карбиди и железен волфраמיד.

Стоманите, предназначени за измервателни и резбонарезни инструменти, както и за щампи, освен с горните елементи, допълнително се легират с манган. При закаляване те се деформират много малко. Такива са стоманите *XBG* и *XG*. Щамповите стомани се легират и с никел, който увеличава ударната жилавост. За увеличаване на прокаляемостта се добавя молибден (например стомана *5XHM*).

Въглеродът в легираните инструментални стомани е $0.2-2.3\%$. Нисковъглеродните марки се използват за щампи, а основната група стомани с въглеродно съдържание $0.8-1.5\%$ - за режещи и измервателни инструменти. Закаляват се в масло от различни температури ($810-860^{\circ}C$). Само стоманите *X12*, *X12M* и *X12Φ1* съдържат много въглерод ($2-2.3\%$ и $1.45-1.7\%$). Те се деформират много малко при закаляване и затова се използват за сложни по форма инструменти и щампи. Тези стомани се закаляват в масло от високи температури - $1030-1050^{\circ}C$. След това се обработват чрез студ за разпадане на остатъчния аустенит, следствие на което стоманата повишава твърдостта си. В лято състояние тези стомани имат ледебуритна структура.

Към високо-легираните инструментални стомани се числят *бързорежещите стомани*, предназначени за изработване на високопроизводителни режещи инструменти. Тези стомани се отличават от останалите легираните инструментални стомани по това, че запазват своята твърдост и износоустойчивост при високи температури (до $600^{\circ}C$). Решаващо значение за качеството режещите инструменти има правилната ТО. Тя се извършва в последователност и с режими, показани схематично на фиг. 4.4.

В лято състояние структурата на бързорежещата стомана съдържа ледебуритна евтектика, която се разполага по границите на перлитните зърна и повишава крехкостта на стоманата. За отстраняване на ледебуритната евтектика, а оттам и на крехкостта, лятата бързорежеща стомана се подлага на гореща пластична деформация – коване, валцоване.



Фиг. 4.4. Режим на термична обработка на бързорежеща стомана P18

С цел отстраняване на вътрешните напрежения, възникнали в процеса на пластичната деформация, подобряване на обработваемостта и подготовка на структурата на стоманата за закаляване, бързорежещата стомана след обработката с пластична деформация се подлага на *отгряване*. То се провежда при $840-860^{\circ}\text{C}$, задържане в продължение на 10-15 часа и изотермично задържане или непрекъснато охлаждане с малка скорост. Изотермичното задържане се осъществява при $720-750^{\circ}\text{C}$ в солни вани в продължение на 4-6 часа за изравняване на температурата по цялото сечение и завършване на аустенитното разпадане. След задържането стоманата се охлажда заедно с пещта до $600-650^{\circ}\text{C}$, а след това охлаждането продължава на въздух. Структурата на отгрятата бързорежеща стомана се състои от сорбитообразен перлит и свободни карбиди. Легиращите елементи са разтворени във ферита (легиран ферит) и също са във вид на карбиди. Стомана P18 съдържа в най-голямо количество двойния карбид $\text{Fe}_2\text{W}_2\text{C}$ и в по-малки количества карбиди от типа Cr_{22}C_6 . В стоманата P9, освен тези карбиди, се съдържа ванадиев карбид (VC). Количеството на карбидната фаза е около 30% от целия обем на стоманата.

Нагряването на бързорежещата стомана за *закаляване* се извършва много внимателно, тъй като тя има малка топлопроводност и при ускорено нагряване, особено при ниски температури, инструментите могат да се напукат или деформират. Затова нагряването се извършва на два

етапа: бавно нагряване до $800-850^{\circ}\text{C}$ със следващо задържане и бързо нагряване до максималната температура със следващо задържане. При високата температура пластичността на стоманата е повишена и бързото нагряване не води до дефекти. Същевременно бързото нагряване във втория етап силно намалява опасността от окисляване и обезвъглеродяване на нагряваните инструменти. Максималната температура на нагряване за закаляване на инструменти от стомани *P18* и *P9* е съответно 1280°C и 1260°C . Тази висока температура е необходима, за да се постигне максимално разтваряне на карбидите в аустенита. Охлаждането се извършва в масло или солна вана с температура $450-600^{\circ}\text{C}$ до изравняване на температурата на закалявания инструмент и след това – на въздух.

Структурата на закалената бързорежеща стомана е съставена от мартензитни кристали, свободни карбиди и $25-30\%$ остатъчен аустенит. Големото количество остатъчен аустенит намалява режещата способност на стоманата. Затова, след закаляване, бързорежещата стомана задължително се подлага на *отвъръщане*. То се провежда при $560-580^{\circ}\text{C}$ два до четири пъти последователно със задържане един час и охлаждане на въздух. Неколкократното отвъръщане е необходимо за по-пълното разпадане на остатъчния аустенит. При това отвъръщане мартензитът се превръща в кубичен, а от остатъчния аустенит се отделят отначало високодисперсни карбиди и след това се превръща в мартензит, понеже е обединял на елементите, които го стабилизират. Когато стоманата се обработи със студ след закаляване, може да е достатъчно само едно отвъръщане, тъй като остатъчният аустенит след обработката със студ е значително по-малко.

След ТО твърдостта на бързорежещата стомана е $HRC=62-65$. Режещите свойства на инструменти от тези стомани могат да се подобрят и чрез химико-термична обработка, обработка чрез пара и др. Нискотемпературното цианиране се извършва в соли ($50\% \text{NaCN}$ и $50\% \text{KCN}$) в продължение на $10-30$ минути. Цианираната стомана се закалява и отвъръща, с което може да достигне твърдост от $HRC=68$.

§29. Термично обработване на легирани стомани с особени свойства

1. Износоустойчиви стомани

1.1. Хадфийлдова стомана

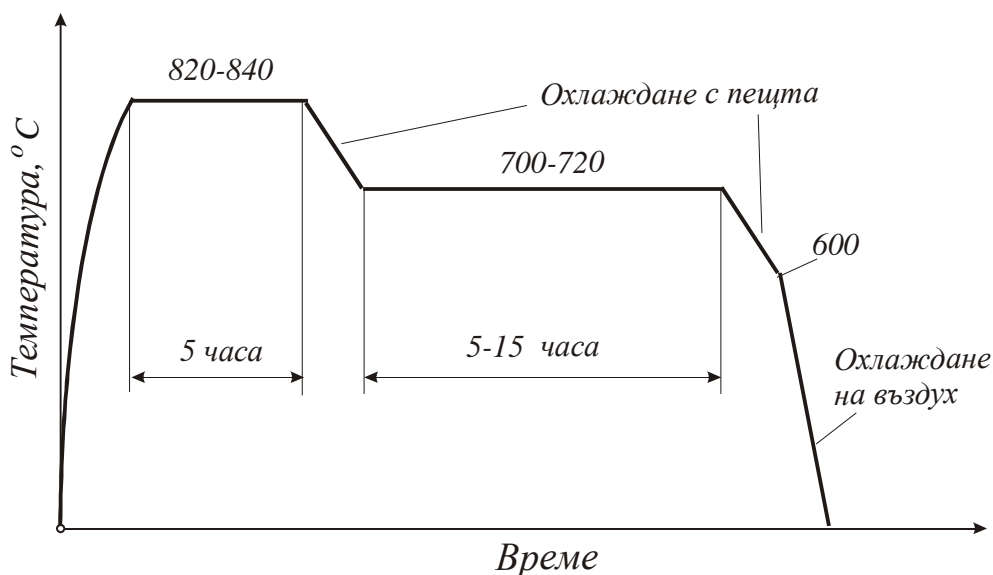
Особено висока износоустойчивост има високолегираната манганова аустенитна стомана Г13 с 1.0-1.3% C и 11-14% Mn, известна под наименованието Хадфийлдова стомана. Използва се за вериги на трактори, кошове на багери, каменотрошачки, топкови мелници за руда и други подобни детайли, при които износването е придружено с ударно натоварване. Тази стомана се обработва много трудно и затова формата на детайлите се получава главно чрез леене. Структурата на стоманата след леене се състои от аустенит и вторични карбиди (Mn_3C), които се отделят по границата на зърната и понижават якостта и жилавостта. Стоманата се закалява от $1100^{\circ}C$ и се охлажда във вода. При температурата на нагриване карбидите се разтварят, а след закаляване стоманата има аустенитна структура, като якостта на опън е $800-900 MPa$, границата на провлачване – $310-350 MPa$, а твърдостта е $180-220 HB$. Очевидно твърдостта е относително малка. Същевременно разликата между двете граници (якост на опън и провлачване) е твърде голяма, което означава, че стоманата претърпява значително деформационно уякчаване, достигайки якостта си. Следователно по време на експлоатация, ако детайлът е подложен на ударно натоварване и големи повърхностни натискови напрежения, той ще претърпи значително деформационно уякчаване (наклев). Като резултат твърдостта се повишава до $550-600 HB$, а оттам значително се повишава износоустойчивостта на тази стомана. В обратния случай (отсъствие на ударни натоварване и големи работни повърхностни напрежения на натиск, които да доведат до деформационно уякчаване на легирания с манган аустенит) не се повишава износоустойчивостта.

1.2. Графитизирани стомани

Графитизираните стомани са високовъглеродни с въглеродно съдържание 1.30-1.75%. Те са легирани със силиций, който повишава способността на стоманата за графитизация. След отливане структурата на стоманата е пластинчат перлит и карбиди. След графитизиращо отгряване в структурата на тези стомани се образува графит, а пластинчатия

перлит се трансформира в зърнест, което подобрява обработваемостта на стоманата. Графитизиращото отгряване се провежда при температура $820-840^{\circ}\text{C}$ за около пет часа, охлаждане с пещта до $700-720^{\circ}\text{C}$, задържане при тази температура от 5 до 15 часа с цел частична графитизация на цементита, следващо охлаждане до 600°C заедно с пещта и продължаване на охлаждането на въздух (фиг. 4.5). Като резултат от тази ТО структурата на стоманата е зърнест перлит и дребни графитни включения.

Детайлите от графитизирана стомана влизат в експлоатация след отгряване или след закаляване и следващо отвърщане. От такава стомана се изработват щампи, вериги, колянени валове и други детайли, работещи при големи повърхностни натоварвания и износване.



Фиг. 4.5. Отгряване на графитизирана стомана

2. Неръждаеми и киселиноустойчиви хромови стомани

Стомана, която има повишена устойчивост срещу корозия във въздуха, прясна или морска вода, се нарича неръждаема. Ако повишената устойчивост срещу корозия се проявява в по-агресивни среди (водни разтвори на соли, киселини, основи) стоманата е киселиноустойчива. Неръждаеми са стоманите, съдържащи повече от $12\% \text{Cr}$. Никелът, в достатъчно количество, прави стоманите киселиноустойчиви. Неръждаемите и киселиноустойчиви хромови стомани в зависимост от структурата, която

получават след високотемпературно нагряване и охлаждане на въздух, се разделят на следните класове:

- *мартензитен*;
- *мартензитно-феритен (ферит >10%)*;
- *феритен*;
- *аустенитен*;
- *аустенитно-феритен (ферит >10%)*;
- *аустенитно-мартензитен*.

Аустенитните стомани са най-важният клас неръждаеми и киселиноустойчиви стомани. Те заемат най-висок процент от всички произвеждани неръждаеми и киселиноустойчиви стомани, и имат най-универсално приложение.

2.1. Мартензитни и мартензитно-феритни стомани

Използват се за детайли и инструменти, работещи в слабо агресивни среди. Мартензитният клас стомани съдържат $0.2-0.4\% C$ и $13\% Cr$. Закаляват се в масло от $1050-1100^{\circ}C$, при която температура хромовите карбиди $Cr_{23}C_3$ се разтварят в аустенита. След тази ТО стоманата има висока корозионна устойчивост. След закаляване се провежда отвърщане при температура или $200-400^{\circ}C$, или $600-700^{\circ}C$. Целта на отвърщането при по-ниските температури има за цел да премахне вътрешните напрежения. Това отвърщане не променя корозионната устойчивост. Отвърщането при по-високите температури повишава корозионната устойчивост. Отвърщане в температурния интервал $400-600^{\circ}C$ не се прави, тъй като в този температурен интервал мартензитът се разпада, образувайки ферито-карбидна смес, и се отделят карбиди от вида $Me_{23}C_6$. Като резултат структурата на стоманата става хетерогенна, количеството на хрома във феритната матрица намалява и корозионната устойчивост на стоманата рязко се влошава.

Мартензитно-феритните стомани, съдържащи $10-15\%$ ферит, се закаляват при $1030-1050^{\circ}C$ и се отвърщат при $680-700^{\circ}C$. Структурата на стоманата е ферито-карбидна смес. Тези стомани имат висока пластичност и добра обработваемост. Използват се за заварени конструкции, работещи в слабо агресивни среди.

2.2. Феритни стомани

Феритните стомани съдържат $0.08-0.15\% C$ и $13-30\% Cr$. С увеличаване на хрома се увеличава корозионната устойчивост на стоманата. Стоманите със съдържание на хром $25-30\%$ са корозионно устойчиви в кипящи разтвори (40% и повече) на азотна киселина и в горещи разтвори на основи. След ТО тези стомани имат умерени якост и пластичност. Те имат по-ниски механични характеристики от аустенитните стомани, но по-висока корозионна устойчивост под напрежение.

Недостатъците на феритните стомани са: склонност към нарастване на феритните зърна при нагряване над $850-900^{\circ}C$; протичане на междукристална корозия при нагряване над $1000^{\circ}C$ (при заваряване); крехкост при $475^{\circ}C$, известна като 475 -градусова крехкост, в резултат на отделяне на $FeCr$ (σ -фаза); сравнително ниска якост и огнеупорност и др.

Чрез ТО не могат да бъдат издребнени феритните зърна и да се повиши пластичността на стоманата, тъй като не протичат $\alpha \rightarrow \gamma$ и $\gamma \rightarrow \alpha$ превръщания при нагряване и охлаждане. За предпазване от междукристална корозия и задържане на нарастването на феритните зърна при нагряване, феритните стомани се легират с титан. Титанът е силен карбидообразуващ елемент и се свързва с въглерода в устойчив карбид (TiC). Това изключва възможността за образуване на хромови карбиди по границите на феритните зърна и намаляване под 13% на хрома във ферита. Едновременно с това карбидите на титана задържат нарастването на феритните зърна.

ТО на феритните стомани е отгряване при $560-800^{\circ}C$, което намалява склонността към междукристална корозия и премахва 475 -градусовата крехкост. Закаляването включва нагряване до $870-950^{\circ}C$, задържане за един час и охлаждане във вода. При тази температура σ -фазата (железният хромид) се разтваря във ферита и се премахва крехкостта, която би се причинила от σ -фазата.

2.3. Аустенитни стомани

Хром-никелови стомани

Тези аустенитни стомани се легират с $18\% Cr$ и $8-12\% Ni$. Аустенитът лесно се уякчава чрез студена пластична деформация (получава се наклеп), при което се намалява относителното удължение. При по-голяма степен на пластична деформация аустенитът частично се превръща в

деформационен мартензит, при което твърдостта се повишава значително. Ако съдържанието на никел е над 15%, студено деформираният аустенит не образува мартензит. За получаване на чиста аустенитна структура стоманите се нагряват до $1000-1100^{\circ}\text{C}$ за разтваряне на карбидите и се закаляват във вода. Полученият гама-твърд разтвор е стабилен при нагряване до 500°C , тъй като поради малката скорост на дифузия на хрома не се отделят карбиди от твърдия разтвор. Ако температурата се повиши в диапазона $500-700^{\circ}\text{C}$, макар и за кратко време, започва отделяне на хромови карбиди по границите на аустенитните зърна. Причината е в голямата разлика между скоростите на дифузия на въглерода и хрома в аустенита. В средните части аустенитните зърна са бедни на въглерод и богати на хром, а в периферните части е обратно – съдържат много въглерод и малко хром. Образува се граничен слой, в който съдържанието на хрома е под 13% и този слой загубва корозионната си устойчивост. По този начин по границите са в контакт две фази – аустенит и карбиди, които имат различен електроден потенциал. Проявява се междукристална корозия, която силно влошава качеството на стоманата. За предпазване от междукристална корозия се вземат следните мерки:

- Въглеродното съдържание в стоманата се намалява до 0.03%. Такива хром-никелови стомани са *AISI 316Ti*, *AISI 304L*. Тези стомани са устойчиви на междукристална корозия, но продължителната им експлоатация при $500-700^{\circ}\text{C}$ увеличава концентрацията на примесите по границите на аустенитните зърна, с което устойчивостта срещу междукристална корозия силно намалява.

- Стоманата допълнително се легира с титан или ниобий. Тези елементи се свързват с въглерода, образувайки устойчиви карбиди, а хромът остава в твърдия разтвор. Хром-никелови стомани, легирани с титан или ниобий, се наричат *стабилизирани*. Използват се за заварени конструкции.

- Повторно закаляване на стоманата от температура $1000-1100^{\circ}\text{C}$ разтваря карбидите Cr_{23}C_6 , образувани по границите на аустенитните зърна, а също и хрома и въглерода в твърдия разтвор.

- Стабилизиращо отгряване при $850-950^{\circ}\text{C}$ със задържане не по-малко от 3 часа. За нестабилизираните стомани отгряването има за цел дифузионно изравняване на съдържанието на хром по границите и в обема на аустенитните зърна. В стабилизираните стомани карбидите на

хрома се трансформират в карбиди на титана и ниобия, а хромът преминава в твърдия разтвор.

Хром-манганови стомани

Хром-никеловите стомани са относително скъпи, най-вече заради никела. С цел поевтиняване, част от никела се заменя с друг аустенитообразуващ елемент – мангана. Тези стомани, *хром-манганови*, обикновено съдържат азот (0.15-0.3%) и 4-5% Ni, който стабилизира аустенита, а съдържанието на хром е повишено до 20%. Хром-мангановите стомани се закаляват от температура 1000–1100°С за получаване на аустенитна структура и премахване на склонността към междукристална корозия. Хром-мангановите стомани, съдържащи азот, не се легират с титан или ниобий за защита от междукристална корозия, тъй като тези елементи при взаимодействие с азота образуват нитриди. За повишаване на устойчивостта срещу корозия, съдържанието на въглерод в тези стомани е под 0.03%.

Азотни аустенитни стомани

Никелът може да бъде заменен напълно, ако съдържанието на азот е 1.0-1.3%. Тези *безникелови аустенитни стомани*, наричани *азотни стомани*, съдържат 18-24% Cr. Азотът има повишена аустенитообразуваща и уякчаваща способност, и успешно заменя никела. Подобно на въглерода, той се разтваря чрез вместване и уякчава стоманата. Азотът има малка разтворимост в течното желязо (0.045%), поради което въвеждането му като легиращ елемент в стоманата е затруднено. Разработените промишлени методи за въвеждане на азот в разтопена стомана доведоха до създаване на нов клас високоазотни стомани с висока якост и корозионна устойчивост. За въвеждане на азота е необходимо налягане до 10 MPa и наличие на нитридообразуващи елементи, като Ti, Nb, V, Cr, Mn. Хромът значително увеличава разтворимостта на азота в разтопената стомана и се свързва с азота в устойчиви нитриди с висока термична стабилност – до 1200°С. Получават се свръхравновесни концентрации на азот (1.0-1.3%) в неръждаемите стомани.

ТО на азотните аустенитни стомани се състои в закаляване от температура 1200°С, която температура осигурява пълно разтваряне на нитридите и запазване на дребнозърнеста структура, и следващо отвърщане при 400°С с цел намаляване на вътрешните напрежения. Чрез закаляването се постига максимално пресищане на аустенита с азот, и като ре-

зултат максимално уякчаване на твърдия разтвор на стоманата. След ТО се постига граница на провлачване на азотната аустенитна стомана 3-4 пъти по-голяма от тази на хром-никеловата стомана. Якостта (включително и повърхностната) може да бъде увеличена допълнително чрез студена пластична деформация (включително и повърхностна), при което не се образува деформационен мартензит. Високата корозионна устойчивост се дължи на високото съдържание на хрома и на еднофазната аустенитна структура.

2.4. Аустенитно-феритни стомани

Тези стомани съдържат 17-22% Cr, а никелът е ограничен до 5-10%. Други легиращи елементи, освен Cr и Ni, са Ti, Mo, W, N, Cu и др. След закаляване от температура 1000–1050°C и охлаждане във вода тези стомани имат структура от равномерно редуващи се зърна от делта-ферит и аустенит. По тази причина аустенитно-феритните стомани се наричат *дуплексни* или *двуфазови*. В сравнение с аустенитните, дуплексните стомани имат някои предимства: по-високи механични характеристики; по-евтини са поради по-малкото количество никел; по-слабо изразена склонност към междукристална корозия.

Недостатъците са: проявление на 475–градусова крехкост; при нагряване в интервала 650–800°C от ферита се отделя σ -фазата, а от аустенита – карбиди $Cr_{23}C_6$, което понижава пластичността и жилавостта на дуплексните стомани. Препоръчва се експлоатацията на детайли от тези стомани да се извършва при температури до 350°C. Дуплексните стомани се използват широко в химическото машиностроене, хранително-вкусовата промишленост, металургията, в корабостроенето, авиационната индустрия и др.

2.5. Аустенитно-мартензитни стомани

Тези стомани съдържат под 0.07%C, 13-17% Cr, 4%Ni, 4% Cu и други в по-малки количества, като Al, Ti, Mo, които се добавят за уякчаване на мартензита при стареене. Използват се когато се изисква едновременно добра корозионна устойчивост и високи механични характеристики. Сравнени с аустенитните стомани, аустенитно-мартензитните стомани имат висока якост, и по-голяма ударна жилавост, което се постига чрез сложна ТО: 1) закаляване от температура 950–1000°C за получаване на аустенит; 2) стабилизация на аустенита в закалената стомана в продължение

на няколко часа при температура от -20°C до 100°C ; 3) обработване чрез студ при -70°C за превръщане на аустенита в мартензит; 4) стареене при температура $350-500^{\circ}\text{C}$. Обработването със студ може да бъде заменено от пластично деформиране, при което част от аустенита се превръща в деформационен мартензит. Комбинацията от стабилизация на аустенита и следваща обработка със студ (или пластично деформиране) води до повече остатъчен (непревърнат в мартензит) аустенит, което е причина за повишената ударна жилавост на тези стомани.

3. Огнеупорни стомани

Високите температури намаляват силите на атомното взаимодействие в кристалната решетка на стоманите и повишават дифузионната подвижност. Резултатът е нарастване на пластичността и понижаване на якостните характеристики, а от друга страна са създадени условия за образуване на нови фази, следствие от дифузионното преразпределение на атомите. Непрекъснатото и бавно (статично) пластично деформиране на стоманата, което протича за определено време под действие на външно натоварване в условията на висока постоянна температура, се нарича *пълзене (creep)*. Стоманите, експлоатирани в условията на високи температури, трябва да удовлетворяват следните изисквания:

- достатъчна механична якост;
- устойчивост срещу пълзене;
- устойчивост срещу оксидационното действие на газове и въздух.

Стоманите, които удовлетворяват тези изисквания, се наричат *огнеупорни*. *Огнеупорност* е способността на стоманата да се съпротивлява продължително срещу деформиране и разрушаване при работни температури, по-големи от 30% от температурата на топене.

Огнеупорните стомани не се окисляват при високи температури в нагрят въздух и в горещи газове. Освен това запазват или незначително намаляват механичните си характеристики при висока температура. Съдържащата 12% Cr стомана не се окислява до 900°C , а ако съдържанието на хром е 25%, стоманата не се окислява до $1000-1100^{\circ}\text{C}$. Подобно действие имат легиращите елементи силиций и алуминий. Тези елементи образуват на повърхността плътна окисна корица, която предпазва стоманата от по-нататъшно окисляване. Окисите на тези легиращи елементи (Cr, Si, Al) имат високи температури на топене.

Освен с елементи, които предпазват стоманата от окисляване, огнеупорните стомани съдържат легиращи елементи, като молибден и волфрам, които повишават температурата на рекристализация T_p . Тогава стоманите, натоварени в пластичната област при температура до T_p , ще претърпи деформационно уякчаване (наклеп) и пластичното деформиране ще затихне. С други думи, молибденът и волфрама като легиращи елементи повишават устойчивостта срещу пълзене на огнеупорните стомани.

Структурата на огнеупорните стомани е перлитна, мартензитна, мартензитно-феритна, феритна или аустенитна. Използват се и огнеупорни стомани на никелова основа.

За увеличаване издържливостта на стоманите при висока температура се прилага термо-механична обработка в следната последователност: нагряване до $1200^{\circ}C$ за създаване на еднороден аустенит; охлаждане до $1000-1100^{\circ}C$; пластично деформиране с 30% деформация; непосредствено бързо закаляване за да се попречи на рекристализацията. След такава обработка стоманите запазват свойствата си до $900-950^{\circ}C$.

Оптималната ТО на *перлитните* огнеупорни стомани е нормализация при $950-1050^{\circ}C$ и високотемпературно отвърщане при $600-750^{\circ}C$. След тази ТО структурата е дребнопластинчат перлит (сорбит), който повишава огнеупорността на стоманата. Ако нормализацията се замени със закаляване, структурата е зърнест перлит, което е по-лошият вариант от гледна точка на огнеупорността. Перлитните стомани са предназначени за продължителна експлоатация при температура $450-580^{\circ}C$.

Мартензитните огнеупорни стомани с ниско въглеродно съдържание ($0.10-0.15\%$) и съдържание на хром $10-12\%$, легирани с W, Mo, V, Nb , се подлагат на закаляване или нормализация при $950-1100^{\circ}C$ и отвърщане при $600-740^{\circ}C$. Структурата на термообработената стомана е легиран ферит и дисперсни карбиди. Ако тези стомани съдържат феритообразуващи елементи, те се превръщат в *мартензитно-феритни*. След ТО не уякченият ферит е само до $10-15\%$, така, че огнеупорните свойства на мартензитните и на мартензитно-феритните стомани са приблизително еднакви. Мартензитните огнеупорни стомани съдържащи до $0.4\% C$, $5-10\% Cr$ и $2-3\% Si$, наречени *силхроми*, се закаляват от температура $1030^{\circ}C$ и се отвърщат при $720-780^{\circ}C$. След ТО имат структура сорбит при

отвърщане и оптимални свойства. Мартензитните стомани са предназначени за експлоатация при температура $450-600^{\circ}\text{C}$.

Аустенитните огнеупорни стомани съдържат до $0.1\% \text{C}$. Количествата на *Fe*, *Cr* и *Ni* се избират така, че да се получи устойчив аустенит, без склонност към фазови превръщания. Никелът може да бъде заменен от други аустенитообразуващи елементи, като манган и азот. Стоманите се легират с феритообразуващи елементи, като молибден, волфрам, ниобий, титан, алуминий и др., повишаващи огнеупортността на стоманата. Аустенитните стомани се разделят на три групи:

I група – еднофазни стомани, които не се уякчават чрез ТО;

II група – стомани, които се уякчават чрез отделяне на дисперсни карбиди;

III група – стомани, които се уякчават чрез отделяне на интерметални съединения.

Първата група стомани се закалява от температура $1020-1100^{\circ}\text{C}$. Структурата на закалената стомана е аустенитна с незначителни количества титанови или ниобиеви карбонитриди, които предпазват от междукристална корозия. Свойствата на тези стомани могат да бъдат подобриени чрез студена пластична деформация, тъй като рекристализационната им температура е висока – около 1000°C .

Втората и третата групи аустенитни стомани се закаляват от температура $1100-1200^{\circ}\text{C}$ във вода, масло или на въздух. При нагряване до тази температура карбидните и интерметалните фази се разтварят в аустенита и след охлаждане се получава високо-легиран аустенит, който има ниска твърдост. След закаляване стоманата се подлага на стареене при $600-850^{\circ}\text{C}$, при което от твърдия разтвор се отделят дисперсни фази, които уякчават стоманата и повишават твърдостта.

През време на експлоатация по границите на зърната на аустенитните стомани се отделят вторични фази, които окрежкостяват стоманата. Най-често такава вторична фаза е σ -фазата, която се отделя в температурния интервал $600-750^{\circ}\text{C}$. Количествата на тази фаза зависи от съдържанието на хром. За разтваряне на σ -фазата, след определен срок на експлоатация, се провежда допълнителна ТО. По този начин се премахва окрежкостяването и се възстановяват свойствата на стоманата, получени след първоначалната ТО. Аустенитните стомани са предназначени за експлоатация при температура $500-650^{\circ}\text{C}$.

ГЛАВА 5. ХИМИКО-ТЕРМИЧНА ОБРАБОТКА НА СТОМАНА

§30. Същност на химико-термичната обработка на стомана

Химико-термичната обработка (ХТО) е процес, при който се променя химичният състав, структурата и свойствата на повърхностния слой на стоманата. Прилага се за детайли, от чиято повърхност се изисква голяма якост и твърдост, износоустойчивост, огнеупорност, корозионна устойчивост и др.

ХТО се основава на дифузията (проникването) на атомите на химични елементи в стоманата. *Дифузията може да се осъществи само, ако дифундиращия елемент и желязото образуват твърд разтвор или химично съединение.*

ХТО се състои в нагряване на детайла до определена температура в активна среда, която съдържа и непрекъснато доставя елемента, с който се извършва насищането. *Основните управляващи фактори на процеса на цементация на дадена (цементуема) стомана са температурата и времето на престоя на детайла в активната среда.* За да могат атомите на дифундиращия елемент да проникнат на необходимата дълбочина в детайла, последният трябва да се нагрее до зададената температура и да престои при тази температура в активната среда достатъчно време. Времето на задържане зависи от желаната дълбочина на слоя, който се обогатява с дифундиращия елемент. В някои случаи след ХТО изделията се подлагат на ТО.

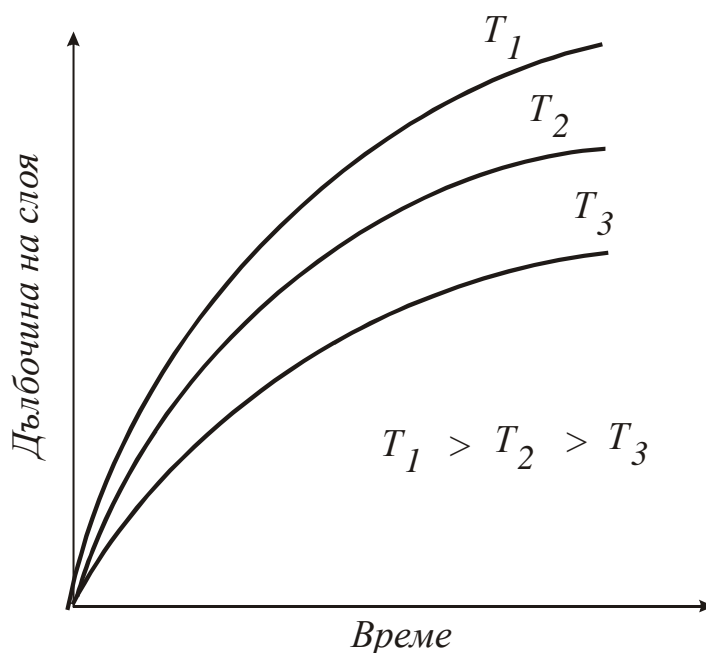
§31. Цементация

Цементацията е ХТО, при която повърхността на стоманата се насища с въглерод. На цементация се подлагат въглеродни и легирани стомани със съдържание на въглерод до 0.25%. Тези стомани се наричат цементуеми. От тях се изработват зъбни колела, валове, оси, плъзгачи, мотовилки и други детайли, работещи в условия на триене и ударни натоварвания.

Чрез цементацията се увеличава съдържанието на въглерод в повърхностния слой на детайла. След закаляване и нискотемпературно отвъръщане якостта и твърдостта на повърхностния слой се увеличават значи-

телно, а същевременно сърцевината на детайла запазва пластичността и жилавостта си.

На цементация се подлагат също детайли, които не са подложени на ударни натоварвания. Например някои измерителни инструменти, калибри, шаблони и др., вместо от високовъглеродна стомана могат да се изработят от цементуема стомана.

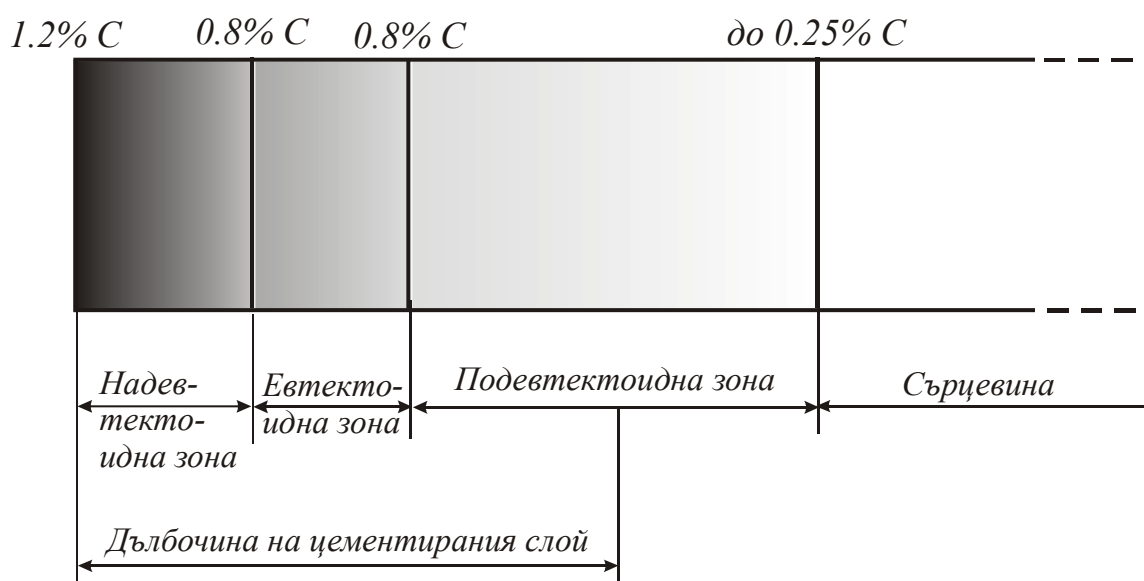


Фиг. 5.1. Зависимост на дълбочината на цементирания слой от времето и температурата

Цементацията се провежда при нагряване на стоманата до температура $900-940^{\circ}\text{C}$ (аустенитно състояние) във въглеродосъдържащи среди, наречени *карбуризатори*. Като такива в практиката се използват дървени въглища, въглероден окис, метан и др. При указаната температура от карбуризатора се отделя въглерод в атомно състояние, който, в това състояние, притежава голяма активност. Въглеродът се адсорбира на повърхността, прониква на определена дълбочина и се ратваря в аустенита. За дадена цементуема стомана, дълбочината на цементирания слой зависи от двата фактора – температура и време (фиг. 5.1). С увеличаване на температурата нараства скоростта на дифузия на въглерода, а от там и дълбочината. С увеличаване на времето на престоя на детайла в активната среда нараства дълбочината на проникване на въглеродните атоми. В практическите условия на работа се получава цемен-

тиран слой с дълбочина от 0.5 до 2.2 mm , за което понякога са необходими $15-20$ часа.

Концентрацията на въглерода в дълбочина от повърхността е различна. Тя е най-голяма на самата повърхност, достигайки до 1.2% , към вътрешността намалява и на определена дълбочина се изравнява с началното (преди цементация) въглеродно съдържание. Цементираният слой е изграден от три зони, започвайки от повърхността: надевтектоидна, със структура (след бавно охлаждане до стайна температура) перлит + вторичен цементит, и въглеродно съдържание $1.2-0.8\%$; евтектоидна, със структура перлит и съдържаща $0.8\% C$; подевтектоидна, чиято структура е перлит + ферит и въглеродно съдържание под 0.8% (фиг. 5.2). За дълбочина на цементирания слой се приема разстоянието от повърхността до средата на подевтектоидната зона. Следва да се отбележи, че съставът на карбуризатора и химичният състав на стоманата също влияят върху дълбочината на цементирания слой.



Фиг. 5.2. Разпределение на въглерода в дълбочина

Структурата на стоманата след цементация е едрозърнеста, което се дължи на продължителното задържане при високата температура ($900-940^{\circ}C$), при която се провежда процесът.

Детайлите след цементация се подлагат на ТО, за да се придаде висока твърдост на цементирания слой, а сърцевината да остане жилава. За неотговорни детайли непосредствено след цементацията се прави закаляване – от пещта за цементация детайлите веднага се потапят в

закаляващата среда. Повърхността им получава структура на едроиглест мартензит, а сърцевината – едрозърнестта структура от ферит и перлит. След закаляване се прави нискотемпературно отвъръщане при $160-180^{\circ}\text{C}$.

Детайлите с отговорно предназначение се подлагат на тристепенна ТО: нормализация от температура $900-920^{\circ}\text{C}$ на ниско-въглеродната сърцевина, закаляване от $770-790^{\circ}\text{C}$ на високовъглеродния повърхностен слой и отвъръщане при $160-180^{\circ}\text{C}$. Структурата на повърхността след тази ТО е отвърнат мартензит + карбити и твърдост *HRC 60-64*. Сърцевината е мека и жилава със структура ферит+перлит за въглеродните стомани и сорбит или троостит за легираните стомани (фиг. 5.3).



Фиг. 5.3. Мартензит, преминаващ в сорбит на закалена цементирана стомана 18ХГТ, $\times 250$ [4]

Цементацията се провежда в твърди, течни или газообразни карбуризатори. *Цементацията в твърда среда* е най-старият метод за цементация. Карбуризаторът е съставен от дървени въглища и 10-40% метални карбонати (BaCO_3 , Na_2CO_3 и др.). Детайлите се нареждат в стоманени кутии и се засипват с карбуризатор, който трябва да бъде в пряк контакт с всички точки от повърхността на детайла. Кутиите се затварят с капаци и се замазват с огнеупорна глина за да се избегне достъпът на въздух. Във всяка кутия се поставят цилиндрични пробни тела от същата стомана, от която са изработени детайлите. Тези пробни тела се нари-

чат свидетели и служат за определяне на дълбочината и структурата на цементиращия слой. Кутиите с опакованите в карборизатора детайли се поставят в пещ и се нагряват до $900-940^{\circ}\text{C}$. Времето на задържане при тази температура зависи от желаната дълбочина на цементиращия слой. За получаване на слой с дълбочина 1mm са необходими $6-10$ часа.

Въглеродът от дървените въглища взаимодейства с кислорода от въздуха, намиращ се в кутията, и се окислява до въглероден окис. Последният е неустойчив при тези температури и влизайки в контакт с повърхността на детайла се разлага на въглероден двуокис и *активен въглерод*. Отделеният активен въглерод се адсорбира на повърхността на детайлите и се разтваря в аустенита. Добавките от металните карбонати ускоряват отделянето на активен въглерод и ускоряват цементиращия процес.

Ако е необходимо само отделни участъци да бъдат подложени на цементиращия процес, останалите участъци се защитават от проникване на въглерода със специални обмазки или с меден слой от няколко микрометра, нанесен по галваничен път.

Течната цементиращия процес се прилага за малки детайли, за които е достатъчен цементиран слой с дълбочина $0.2-0.4\text{mm}$. Като течни карбуризатори се използват стопилки от NaCl , Na_2CO_3 и SiC . Детайлите се потапят в стопилката и се нагряват до $840-860^{\circ}\text{C}$. Времетраенето на процеса е $45-60$ минути. Закаляването на детайлите се извършва непосредствено след изваждането им от ваната. След закаляване повърхностният слой има твърдост $\text{HRC } 56-62$.

Газовата цементиращия процес се провежда в херметически затворени пещи, в които карбуризаторът е газова смес от метан, въглероден окис, ненаситени въглеводороди и др., например природен, светилен, генераторен газ. Детайлите се нареждат върху специални приспособления на известно разстояние един от друг и се внасят в пещта. При непрекъснато подаване на цементиращ газ те се нагряват до $920-950^{\circ}\text{C}$ и се задържат при тази температура около два пъти по-малко време, в сравнение с твърдата цементиращия процес – $4-5$ часа за получаване на слой с дълбочина 1mm .

§32. Азотиране

Азотирането е ХТО, при която повърхността на стоманата се насища с азот. Целта на азотирането е да се предаде на повърхността на детайлите голяма твърдост и износоустойчивост, да се повиши якостта на умора и корозионната устойчивост. На азотиране се подлагат машинни елементи, които работят при високи температури, в газови среди и големи и променливи натоварвания – клапани, зъбни колела, колянови валове и др. Азотират се и измервателни инструменти – калибри, шаблони и др.

Подобряването на свойствата на стоманата при азотиране е резултат от образуването в повърхностния слой на нитриди, които са устойчиви химични съединения на азота с другите елементи – *Fe, Cr, Al, Mo, V* и др. Най-голям ефект се постига с азотиране на средно-въглеродни легирани стомани, предимно неръждаеми, огнеупорни, инструментални, ниско- и високо-легиранни конструкционни стомани.

Азотираният слой има голяма повърхностна твърдост, до $1300HV$, която твърдост се запазва до температура от $600^{\circ}C$. Това е съществено предимство на азотирането, тъй като, за сравнение, цементираната и закалена стомана намалява повърхностната си твърдост при нагряване над $200-250^{\circ}C$, поради отвъръщане на мартензита. Друго предимство на азотирането е по-ниската температура (под $600^{\circ}C$), при която се провежда. Това предпазва детайлите от прегреване и остатъчни деформации.

Преди азотиране се провежда предварителна ТО на заготовката, включваща закаляване и високотемпературно отвъръщане (подобряване) при $600-650^{\circ}C$. Получената структура е сорбит от отвъръщане. Получената твърдост позволява обработването на стоманата с рязане преди азотирането.

Азотирането се състои в нагряване на детайлите до $500-600^{\circ}C$ в камерни или шахтови пещи, през работното пространство на които се пропуска амоняк (NH_3). При тази температура амонякът се разлага и се отделя *атомен (активен) азот*. Последният се поглъща от повърхността на детайлите и прониква на определена дълбочина. В зависимост от желаната дълбочина на азотирания слой продължителността на процеса е $20-60$ часа. След приключване на азотирането детайлите бавно се охлаждат.

Когато на азотиране се подлагат само отделни части от повърхността на детайла, останалите части (които трябва да бъдат предпазени от проникване на азота) се покриват с тънък слой ($0.010-0.015\text{ mm}$) калай.

Азотираният слой има дълбочина $0.25-0.60\text{ mm}$. Концентрацията на азота достига $3-4\%$. По-голямо азотно съдържание придава крехкост на азотирания слой.

През последните десетилетия се използва *йонно азотиране (азотиране в тлеещ разряд* или *азотиране в нискотемпературна плазма*). Извършва се в среда от амоняк (или газове смеси от амоняк, азот, водород, въглеводороди и др.) в специално конструирани вакуумни инсталации, в които се възбужда тлеещ разряд, който йонизира газа. Детайлите се нагряват до работната температура от тлеещата плазма без друг източник на топлина. Процесът протича последователно в *режим на разпрашване на детайлите*, следван от *режим на азотиране*. Катодното разпрашване се извършва в условие на дълбок вакуум ($13-26\text{ Pa}$) при температура до 250°C в продължение на $50-60$ минути. Чрез него се извършва почистване и подготовка на повърхнините на детайлите за азотиране. Режимът на азотиране се извършва при налягане на работния газ $130-1300\text{ Pa}$ и температура $470-580^{\circ}\text{C}$. Процесът на азотиране продължава от $15-30$ минути до $30-50$ часа в зависимост от конкретните изисквания към азотирания слой.

В сравнение с газовото азотиране, йонното азотиране има редица предимства: намалено времетраене, намален разход на енергия (с 50%), азотиране на детайли със сложна форма, по-малки изменения на геометрията на детайлите, процесът е екологично чист (зелена технология).

За защита от корозия се прави антикорозионно (декоративно) азотиране, което замества скъпите галванични покрития от хром и никел. То се провежда при $600-750^{\circ}\text{C}$ с продължителност $0.5-1$ час. Дебелината на слоя е $6-30$ микрометра. Антикорозионното азотиране не влияе на механичните свойства на стоманата.

§33. Цианиране

Цианирането е ХТО, при която повърхността на стоманата се насища едновременно с въглерод и азот. Повишава се повърхностната твърдост, износоустойчивостта и корозионната устойчивост на стоманените детайли. На цианиране се подлагат въглеродни и легирани стомани. Цианирането се извършва като *нискотемпературно* или като *високотемпературно*. При нискотемпературното цианиране нагряването на стоманата е под критичната точка A_{c1} . Повърхността на детайла се насища в по-голяма степен с азот и процесът е сходен с азотирането. При високотемпературното цианиране стоманата се нагрява над критичната точка A_{c3} и повърхността на детайла се насища предимно с въглерод, т.е., процесът е сходен с цементацията. Като среди за цианиране се използват предимно стопилки от цианови соли (*течно цианиране*) и газове смеси от цементиращ газ и амоняк (*газово цианиране*). Основният недостатък на цианирането е високата токсичност на циановите соли.

ГЛАВА 6. ТЕРМИЧНА ОБРАБОТКА НА ЧУГУНИТЕ

§34. Класификация, структура и свойства на чугуните

1. Определение за чугуни

Чугуните са желязо-въглеродни сплави със съдържание на въглерод над 2.14% до 6.67%. Те са недеформируеми (нековки) сплави, чиято форма се получава само чрез леене и (евентуално) следващо обработване чрез рязане. Практически най-много се използват чугуни с въглеродно съдържание от 2.5 до 4%. Освен въглерод и желязо, в състава на чугуните влизат, както при стоманите, неизменните спътници на желязо-въглеродните сплави – силиций, манган, фосфор и сяра. В чугуните тези елементи обикновено се съдържат в по-големи количества в сравнение със стоманите.

Чугуните са едни от най-важните и най-разпространени машиностроителни материали. Те имат много добри механични свойства, голяма износостойчивост, добра обработваемост чрез рязане. Чугуните имат много добри леярски свойства – тънколивкост (свойство да изпълват добре формата), малък коефициент на линейно свиване (1%), относително ниска температура на топене ($1130-1200^{\circ}C$), поради което е основен леярски материал.

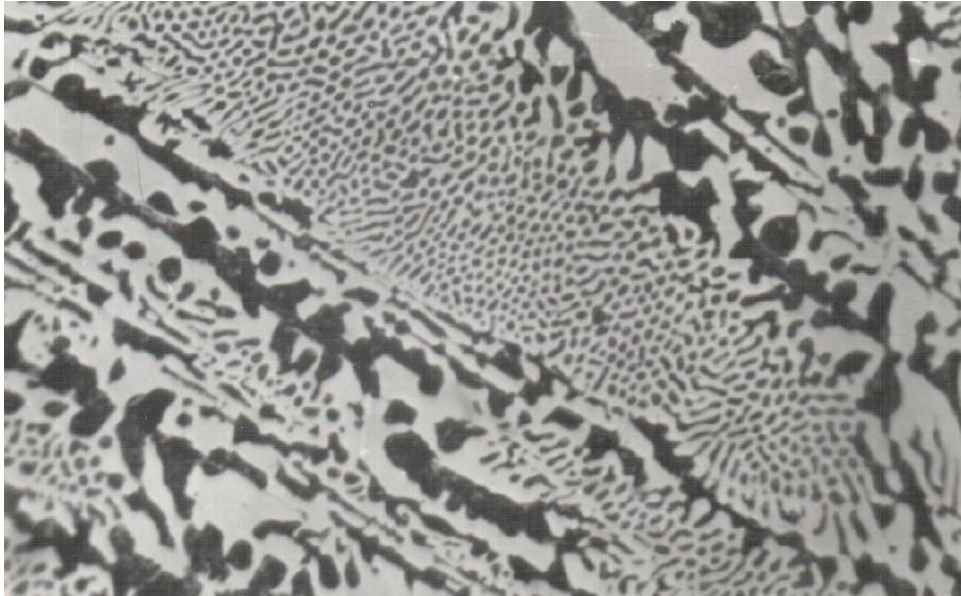
2. Класификация на чугуните

По диаграмата на състоянията чугуните се делят на три групи – *подевтектични* (съдържание на въглерод до 4.3% C), *евтектични* (съдържание на въглерод 4.3% C), и *надевтектични* (с въглеродно съдържание над 4.3% до 6.67% C). Структурата на тези чугуни зависи от положението им по диаграмата и се отчита от нея.

Според вида, в който се намира въглерода, чугуните се делят на следните видове:

1) *Бял чугун*. В структурата (фиг. 6.1) на белия чугун въглеродът е свързан с желязото в съединението железен карбид Fe_3C (цементит). Диаграмата $Fe-Fe_3C$ отразява фазовите превръщания при нагряване и охлаждане на белия чугун. Чугунът е наречен бял, поради светлия му лом по причина на цементита. Наличието на цементит придава на белия чугун

голяма твърдост и крехкост. Поради това той много трудно се обработва чрез рязане и в този си вид почти не се използва в машиностроенето като конструкционен материал. Отливки от бял чугун се подлагат на специална ТО (темпероване) за получаване на ковък чугун (вид сив чугун).



Фиг. 6.1. Структура на бял чугун с 4%С – перлит, видоизменен ледебурит и вторичен цементит [4]



Фиг. 6.2. Структура на сив чугун (феритен, с пластинчат графит), x250 [4]

2) *Сив чугун.* В практиката се използват сивите чугуни, в които въглеродът е свободен, отделен под формата на графит (фиг. 6.2). Наричат се сиви, защото имат тъмен лом. В повечето сиви чугуни не всичкият въ-

глерод е отделен в свободно състояние. Една малка част от него (под 1%) е свързана с желязото в железен карбид (цементит), който участва в изграждането на металната основа (матрицата) на чугуна – в перлитните зърна. В сивия чугун няма отделни цементитни кристали. Сивият чугун е крехък и не много твърд, поради което лесно се обработва чрез рязане.

3) *Избелен чугун*. Междинно място между белия и сивия чугун заема чугуният, чиято структура съдържа както графит, така и отделни кристали от цементит. Такъв чугун се нарича *полусив, половинчат, мелиран*. Когато повърхностните слоеве на отливката съдържат само цементит, а в сърцевината ѝ въглеродът е под формата на графит, чугуният се нарича *избелен*. Между избеления слой и сърцевината се намира зона от половинчат чугун. Избелен чугун се получава, когато скоростта на охлаждане на отливката е толкова голяма, че въглеродът не успява да изкристализира във вид на графит.

Решаващо значение за получаване на един или друг вид чугун имат неговия химичен състав и скоростта на охлаждане на отливката. Прибавянето на елементи като силиций, алуминий и никел ускоряват отделянето на свободен въглерод – графит, т.е. ускоряват графитизацията на чугуна. Други елементи, като сяра и манган, причиняват образуването на цементит, т.е. на бял чугун. Регулирането на скоростта на охлаждане позволява да се получи желаната структура на чугуна при подходящ химичен състав. Бавното охлаждане създава условия за графитизация и респективно за получаване на сив чугун. Обратно, при бързото охлаждане се получава цементит и чугуният може да бъде бял (или избелен).

3. Класификация на сивите чугуни

Структурата на сивите чугуни се състои от две съставки – графит и метална основа (матрица), в която се вмести графитът.

Механичните свойства на чугуните, освен от химичния състав, зависят до голяма степен от формата и размерите на графитните включвания. Графитът практически няма никаква якост, поради което колкото са по-малко и са по-дребни графитните включвания, толкова е по-голяма якостта на сивия чугун. Колкото формата на графитните зърна е по-близка до сферичната, толкова по-добри са механичните свойства на чугуна. За подобряване на механичните му свойства се прави модифициране – в

стопилката на чугун се прибавят специални вещества, наречени модификатори, които образуват допълнителни зародиши на кристализацията и подпомагат графитизацията. Като модификатори се използват феросилиций, силикокалций, силикоалуминий и други трудно-топими вещества. Следствие на тяхното влияние върху кристализацията, се получава сив чугун с голям брой равномерно разпределени много дребни графитни пластинки. Такъв чугун се нарича модифициран. Модифицираният чугун има по-добри механични свойства от обикновения (немодифициран) сив чугун. Освен това има по-висока корозионна устойчивост и много добре гаси вибрации, поради което се използва за изработване на машинни елементи, подложени на променливи динамични натоварвания: колянови валове, зъбни колела, вериги и др. В зависимост от формата на графита, сивите чугуни се разделят на четири групи:

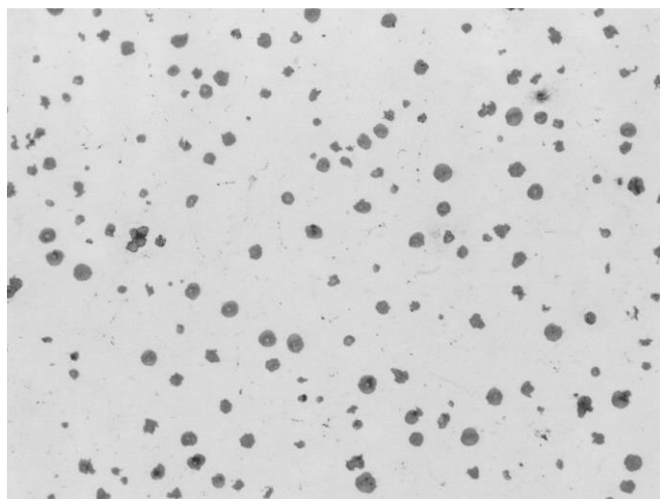
1) *Чугун с пластинчат графит*. Такъв е обикновеният сив чугун (немодифициран), в който графитът е под формата на пластини (виж фиг. 6.2). Този чугун има най-ниски механични характеристики. Относителното удължение при едномерен опън е под 0.5%, независимо от свойствата на матрицата.

2) *Модифициран чугун с пластинчат графит (чугун с вермикулярен графит – вермикулярен чугун)*. Името „вермулярен“ произлиза от латинската дума *vermiculus* (червей), каквато форма има графитът. Този чугун има по-високи механични характеристики от обикновения сив чугун. Като модификатор е използван феросилиций или силикокалций. В резултат от модификацията графитът е извънредно дребнопластинчат – завихрени пластинки със затъпени краища.

3) *Модифициран чугун със сферодален графит (сферографитен чугун)*. Тази сферодална форма на графита се получава, когато течният чугун се модифицира двойно – веднаж с феросилиций и след това с магнезий. За разлика от пластинчатия графит, сферодалният графит не е активен концентратор на напрежения, поради което тези чугуни имат най-високи механични характеристики – якостта на опън е около 700 МПа, а относителното удължение е до 10%. Изобщо, сферографитните чугуни съчетават редица ценни свойства на стоманата и на чугуна. Те притежават голяма якост на опън, повишена пластичност, отсъствие на стрес-концентратори в структурата, по-висока устойчивост срещу повишени темпера-

тури в сравнение с въглеродните стомани, добра обработваемост чрез рязане и добра заваряемост (за разлика от другите сиви чугуни).

4) *Ковък чугун с графит във формата на гнезда.* Този чугун се получава от бял подевтктичен чугун чрез високотемпературно графитизиращо отгряване (темпероване), при което цементитът се разпада, като отделя графит във вид на гнезда (фиг. 6.3). Полученият чугун се нарича „ковък“ не защото се обработва чрез коване, а защото при достатъчно голямо натоварване разрушаването му се предхожда от пластично деформиране. Ковкият чугун е по-евтин от стоманата, притежава добри механични свойства и много добре се обработва чрез рязане подобно на сивите чугуни, при които графитните включвания оказват мажещо действие и начупват стружката. Освен това ковкият чугун има добра устойчивост срещу корозия и на износване. Намира приложение в селскостопанското и текстилното машиностроене, вагоно- и автомобилостроенето, строителството и др. Делът на промишлено използване на ковкия чугун в сравнение с всички желязо-въглеродни сплави е около 3%. Главната причина за ограниченото му приложение са технологичните трудности при получаване на отливките от ковък чугун, необходимостта от продължителна ТО, ограничеността на размерите на отливките и др.

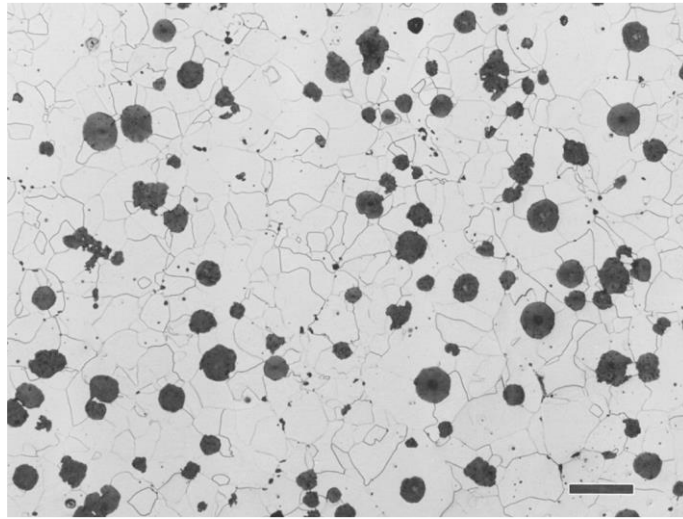


Фиг. 6.3. *Фини, добре оформени сфероидални графитни гнезда в ковък чугун (x 200) [10]*

В зависимост от структурата на металната основа (матрицата) сивите чугуни се делят на: *феритни, ферито-перлитни и перлитни.*

При *феритните чугуни* матрицата се състои от феритни кристали (фиг. 6.4), а цялото количество въглерод е под формата на графит –

пластинчат, сфероидален или гнездовиден. Матрицата на феритния чугун прилича на матрицата на стомана с много ниско въглеродно съдържание.



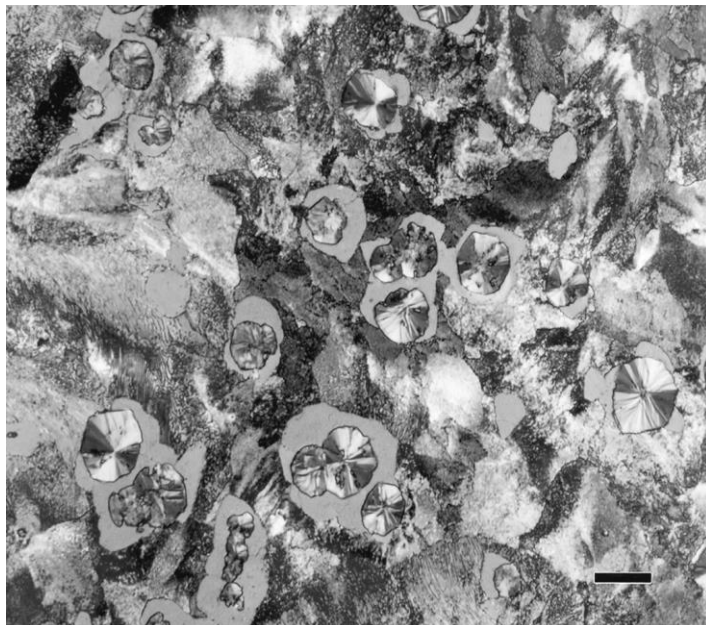
*Фиг. 6.4. Структура на напълно феритен ковък чугун с гнездовиден графит.
Увеличителен бар 100μm [10]*

По-често в практиката се използват *ферито-перлитните* чугуни, чиято матрица съдържа феритни и перлитни кристали, и прилича по структура на подевтектоидна стомана. Такива са обикновените сиви чугуни с пластинчат графит (фиг. 6.5).

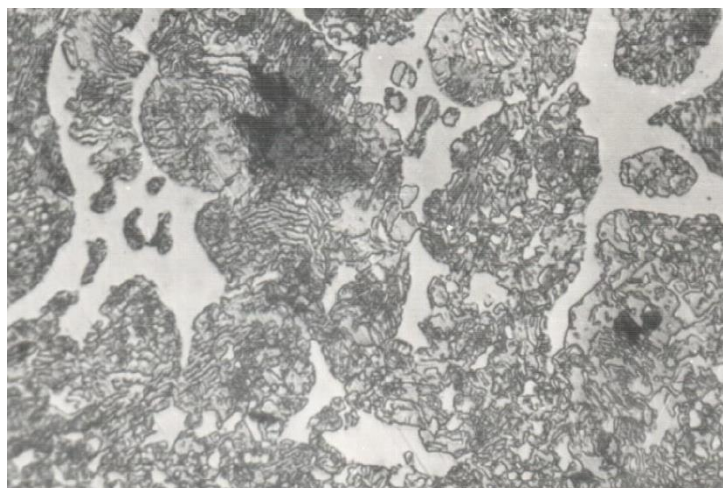


Фиг. 6.5. Ферито-перлитен сив чугун с пластинчат графит, x250 [4]

Перлитните чугуни се състоят от перлит и графит (фиг. 6.6). Тяхната матрица има структурата на евтектоидна стомана. Перлитният чугун има по-голяма якост в сравнение с тази на феритния и на ферито-перлитния чугуни. По тази причина се използва за по-отговорни детайли и такива, подложени на интензивно износване, поради по-голямата му износоустойчивост.



Фиг. 6.6. Микроструктура на перлитен ковък чугун. Графитните възли са заобиколени от ферит. Увеличителен бар 20μm [10]



Фиг. 6.7. Микроструктура на перлито-цементитен чугун, x500 [4]

В *половинчатите чугуни* матрицата съдържа перлит и цементит (под формата на ледебурит) (фиг. 6.7). Следователно тази матрица може да се разглежда като на девтектоидна стомана, тъй като е изградена от същите елементи на структурата (перлит и цементит).

С други думи, абстрахирайки се от графитните включвания в чугуна, предвид приликата на матрицата на сивия чун със стоманата, може да се приеме с известно приближение, че сивият чугун е стомана с много вътрешни кухини, запълнени с графит. По тази причина, структурата и свойствата на сивите чугуни се променят със същите методи за ТО и ХТО, които се прилагат за стоманите. Изборът на метод зависи от началната структура на чугуна и от свойствата, които трябва да се получат след обработката. Сивите чугуни се подлагат на ТО за премахване на вътрешните напрежения, за подобряване на механичните свойства и обработваемостта чрез рязане. Някои видове ТО обаче не са типични за чугуна и не се прилагат, като например рекристализационното отгряване, тъй като чугунът не се подлага на пластично деформиране. Наличието на графит и голямото съдържание на силиций в сивия чугун придават някои особености на превръщанията при ТО. Обикновено те предизвикват поява на допълнителни вътрешни напрежения. ТО на сивите чугуни изменя само структурата на матрицата, а графитните включвания остават неизменни. Тъй като графитът (като форма, големина и разпределение) определя до голяма степен механичните свойства на сивия чугун, резултатите от ТО не са така добри както при стоманите.

Белите чугуни се подлагат предимно на отгряване.

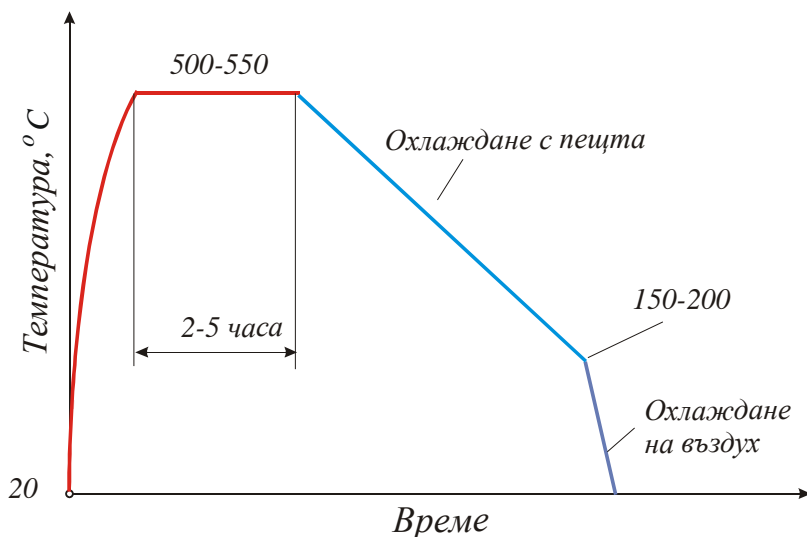
§35. Термична обработка на сиви чугуни

1. Нискотемпературно отгряване (стареене)

Най-често прилаганата на практика ТО на отливки от сив чугун е *стареенето*, което може да бъде *изкуствено* или *естествено*. Целта на стареенето е премахване на вътрешните напрежения и стабилизиране на размерите на големи и сложни по форма отливки от сив чугун. Напреженията в тези отливки се получават при неравномерно охлаждане в дебелиите и тънките части, или в повърхностните и вътрешните слоеве при отливки с по-големи сечения.

Изкуственото стареене е нискотемпературно отгряване, което се извършва чрез бавно нагряване до $500-600^{\circ}\text{C}$ в херметически затворена пещ, задържане в продължение на 3-8 часа, охлаждане до $200-150^{\circ}\text{C}$ заедно с пещта, а след това охлаждане на въздух (фиг. 6.8). Скоростта на

нагряване е 100 до $150^{\circ}\text{C}/\text{час}$. Времето на задържане зависи от теглото, размерите и формата на отливката. Отливките с по-сложни форми и по-големи размери, както и по-отговорните детайли, се задържат по продължително време.



Фиг. 6.8. Време-температурна крива на нискотемпературно отгряване на сив чугун

Премахването на вътрешните напрежения може да се извърши и чрез *естествено стареене*. За целта чугунените отливки се оставят от 3-5 месеца до няколко години на открито. При денонощните и сезонни температурни промени в отливките се извършва изравняване и намаляване на напреженията. По ред причини (икономически, динамика на пазара и т.н.) днес този метод изглежда неприемлив.

Таблица 6.1. Намаление на напреженията в %

Температура на отгряване, $^{\circ}\text{C}$	1 час	3 часа	6 часа	9 часа
450	2	10	20	30
500	20	30	40	55
550	30	50	60	70
600	45	60	75	85

Таблица 1 показва намаляването (в проценти) на вътрешните напрежения в зависимост от температурата и продължителността на отгряване. Както се вижда, след изкуствено стареене вътрешните напрежения не изчезват напълно. Затова, за отстраняване на остатъчните напреже-

ния се препоръчва сачменоструйно или барабанно почистване на отливките. За особено отговорни детайли след изкуствено стареене се препоръчва да бъдат подложени на естествено стареене.

2. Графитизиращо отгряване

Често при отливане на чугунени изделия по повърхността им (а понякога по цялото сечение) се получава частично избелване (*избелен чугун*). Част от въглерода остава свързан под формата на цементит. Обработването чрез рязане на такива отливки е затруднено. Този ефект се среща при отливки, отлети в кокили, или когато съдържанието на силиций в чугуна е намалено. Понякога отливките се изваждат преждевременно от формата и се охлаждат на въздух с по-голяма скорост, отколкото в нагряната форма. Това може да бъде причина за получаване на половинчат чугун. При описаните случаи се получава висока твърдост на повърхността, или на цялата отливка, и се затруднява следващото обработване чрез рязане. За отстраняване на избелването, респективно подобряване на обработваемостта чрез рязане на чугуна, се прилага *графитизиращо отгряване*. Извършва се при температура $850-950^{\circ}C$ със задържане 1-4 часа, следващо бавно охлаждане с пещта до $300-250^{\circ}C$ и накрая – охлаждане на въздух. По време на задържането, цементитът се разпада на аустенит и графит по формулата $Fe_3C = 3(\gamma - Fe) + C(\text{графит})$. Процесът на разпадане протича много бързо, защото съдържанието на силиций е голямо. Колкото по-висока е температурата на отгряването, толкова по-бързо завършва разпадането на цементита. За дребни детайли се използват солни вани с температура около $1050^{\circ}C$. Времето на задържане е няколко минути. Този начин на провеждане на графитизиращото отгряване е неприложим за сложни отливки, които се изкривяват при тази висока температура. За такива детайли се препоръчва температурата на нагряване да е по-ниска ($800-850^{\circ}C$) с време на задържане 2-5 часа, след което се охлажда бавно с пещта.

3. Нормализация

Прилага се за отливки с проста форма и малки размери с цел увеличаване на количеството на въглерода, свързан под формата на цементит в матрицата, и по този начин увеличаване на твърдостта и якостта на отливките. Нормализацията се провежда с нагряване до $800-1100^{\circ}C$,

задържане за 1-3 часа и охлаждане на въздух. В процеса на задържане въглерода се разтваря в аустенита. При следващо охлаждане се образува перлитообразна структура (перлит, сорбит или троостит). Сивите чугуни рядко се подлагат на нормализация.

4. Закаляване и отвъръщане

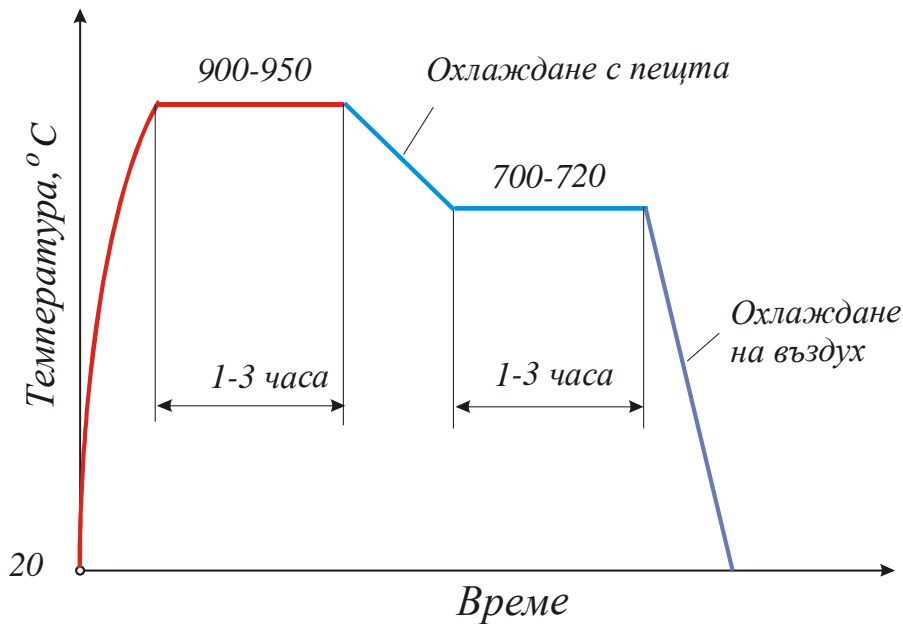
Целта на тази ТО е повишаване на якостта и износоустойчивостта на съответния детайл. Такива са например различните ролки, втулки, ексцентрици, палци, бутални пръстени и др., които са подложени на интензивно износване. Нагриването и охлаждането за закаляване трябва да се провеждат със скорост, съобразена с крехкостта на чугун. Закаляването се извършва от температура $850-880^{\circ}C$, като охлаждането е в масло. С цел намаляване на вътрешните напрежения, колкото е по-сложна формата на изделието, толкова по-ниска трябва да е температурата, от която се закалява. По-високата температура води до аустенит с по-високо въглеродно съдържание, който при закаляване създава големи вътрешни напрежения. Поради същата опасност закаляването не се извършва във вода, с изключения на детайли с много проста форма. Когато се охлажда във вода, температурата на нагриване е по-ниска - $800-820^{\circ}C$, с което се намаляват напреженията. Структурата на закаленият чугун се състои от мартензит, остатъчен аустенит и графит. Такъв чугун е твърд, но крехък. Затова, веднага след закаляване, чугунът се подлага на отвъръщане при температура $350-450^{\circ}C$. При това отвъръщане остатъчният аустенит се разпада изцяло. Структурата на чугуна след отвъръщане е троостит и има най-добри механични свойства – голяма твърдост в комбинация с голяма якост и жилавост.

Голяма износоустойчивост на чугун може да се постигне и чрез изотермично закаляване от температура $830-870^{\circ}C$ в селитрова вана с температура $280-350^{\circ}C$. Времето на задържане във ваната е 30-60 минути, в зависимост от теглото на отливката. На изотермично закаляване се подлагат само детайли с проста форма.

Следва да се отбележи, че графитът на феритните чугуни се разтваря при нагриване в аустенита. Това позволява тяхното закаляване, за разлика от феритните стомани, които не могат да се закалят поради липса на въглерод (изискват непостижимо голяма скорост на охлаждане).

5. Други ТО

За увеличаване на жилавостта на високо-якия чугун със сфероиден графит се прилага *отгряване*. Извършва се при температура $900-950^{\circ}\text{C}$ със задържане 1-3 часа, бавно охлаждане с пещта до $700-720^{\circ}\text{C}$, задържане 1-3 часа и следващо охлаждане на въздух (фиг. 6.9). При тази ТО цементитът в структурата на чугуна се разпада на ферит или ферито-перлитна смес.



Фиг. 6.9. Време-температурна крива на отгряване на високо-як чугун със сфероиден графит

Освен на отгряване, нормализация, закаляване и отвързване, сивите чугуни се подлагат и на други ТО. Сферографитните чугуни се обработват чрез *пламъчно и високо-честотно повърхностно закаляване*. Легираните сиви чугуни и сферографитния чугун се подлагат на *азотиране* с цел повишаване на повърхностната твърдост, а от там и на износоустойчивостта.

Специален вид ТО представлява термофиксацията на бутални пръстени на двигатели с вътрешно горене. След механичното обработване пръстените се разтварят, като се поставят върху дорник с по-голям диаметър, в сравнение с диаметъра на буталото. Нагряват се в този вид до температура $550-600^{\circ}\text{C}$ и се задържат в продължение на 1-2 часа. По този начин пръстенът се фиксира леко отворен и при натискане пружини-

ра. След поставяне върху буталото в цилиндъра, пръстенът е в свито положение и стреми да се разтвори, поради което се уплатнява добре с цилиндъра.

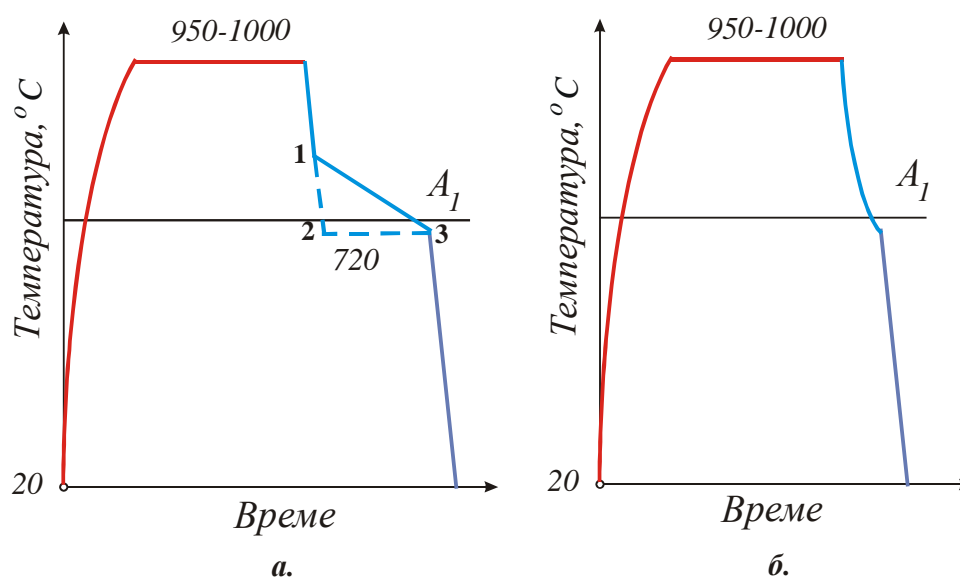
§36. Термична обработка на бял чугун

1. Графитизиращо отгряване

Белият чугун има голяма твърдост и крехкост. Поради това той не може да се обработва чрез рязане, по-трудно понася опънови напрежения и не понася ударни натоварвания. Използва се за отливки на малки детайли, които са подложени главно на износване. Намира приложение предимно за получаване на ковък чугун. Разбира се, названието „ковък чугун“ е неправилно, но е възприето и се употребява често. Отлетите от бял чугун детайли се подлагат на *графитизиращо отгряване* за пълно или частично разпадане на цементита. В резултат на тази ТО се получават ковки чугуни с феритна или перлитна метална основа и графит във формата на гнезда. По този начин, в зависимост от структурата на матрицата, има два вида ковък чугун: феритен (наричан още американски ковък чугун, имащ черен лом при разрушаване) и перлитен (наричан европейски ковък чугун със светъл лом при разрушаване). В практиката по-голямо приложение има феритният ковък чугун. При отливането се използват всички фактори, които благоприятстват получаването на ковък чугун. Това се постига чрез подходящ химичен състав ($2.2-3.2\% C$, $0.6-1.5\% Si$, $0.3-1.0\% Mn$, $0.08-0.1\% S$, $0.08-0.2\% P$) на чугуна и ускорено охлаждане до стайна температура след отливане. От режима, по който се отгрява отливката, зависи какъв чугун ще се получи – феритен или перлитен. На фиг. 6.10а е показана време-температурната крива на отгряване на феритен ковък чугун. Графитизацията се извършва в два стадия. Отливката се нагрява до $950-1000^{\circ}C$, задържа се при тази температура за протичане на първия стадий на графитизацията – разпадане на първичния цементит от ледебурита и образуване на графитни зърна. След завършване на разпадането структурата е аустенитни зърна и графит. Охлаждането от $1000^{\circ}C$ до точка A_1 ($750-720^{\circ}C$) може да се извърши по два начина: 1) много бавно по крива 1-3, или бързо със следващо изотермично задържане (крива 1-2-3). При охлаждането протича втория

стадий на графитизацията – разпада се вторичният цементит от перлита. Отгряването за получаване на ковък феритен чугун се извършва в продължение на 100-120 часа. Структурата на получения ковък чугун се състои от феритна основа и графитни включения.

Перлитният ковък чугун се получава чрез по-бързо охлаждане в евтектоидния интервал, поради което втори стадий на графитизацията не се извършва (фиг. 6.10б). Структурата на перлитния ковък чугун е перлит и графит.



Фиг. 6.10. Време-температурна крива на отгряване за получаване на ковък чугун: а. феритен (американски); б. перлитен (европейски)

2. Методи за ускорено отгряване на белия чугун

Общата продължителност на отгряването на белия чугун (наричано в практиката *темпероване*) достига повече от 100 часа, т.е. няколко денонощия. През цялото време е необходима енергия – за да се загрява или да се поддържа температурата. Заедно с детайлите се нагрива и екипировката, чийто тегло надминава понякога 300-400% теглото на детайлите. Това още повече увеличава разхода на енергия. Следователно темпероването е не само продължително, но и скъпа ТО. Процесът изисква скъпи съоръжения – пещи и др., и се влага много труд. В допълнение, голямата продължителност налага строго планиране, тъй като се задържат оборотни средства. По тези причини, още от създаване на темпероването се разработват методи за ускоряване на процеса и намаляване на цената на този вид ТО.

Чрез изменяне химичния състав на чугуна. Използва се фактът, че някои елементи (силиций, алуминий, мед, никел) ускоряват разпадането на цементита, а други (манган, хром, сяра) забавят разпадането му. В процеса на топене на чугуна се създават условия за увеличаване на графитодействащите елементи и за намаляване на антиграфитизаторите.

Чрез обработка на стопилката. Някои елементи не могат да се поставят в пещта, където се топи чугунът, тъй като изгарят и няма да попаднат в метала. Затова те се прибавят в стопилката преди наливането ѝ във формата. Тези елементи спомагат за образуване на многобройни центрове на графитизация, около които цементитът се разпада при отгряване. Този процес се нарича модифициране. Чрез модифициране на чугуна с алуминий, бор, бисмут и др. е постигнато намаляване на времето на отгряване с 20-30%.

Чрез предварителна ТО. Предварителната нормализация или закаляване в масло (или вода) ускоряват значително процеса на отгряване на белия чугун. Тези ТО влияят благоприятно и на двата стадия на графитизация. Общата продължителност на отгряване след закаляване се редуцира до 6-10 часа. Причината за ускоряване на графитизацията са възникналите вътрешни напрежения при закаляване. прилагането на този подход е ограничено поради това, че предварителната ТО е скъпа, а в допълнение, в много детайли се получават пукнатини.

Създаване на нови технологични процеси на отгряване. Този подход предполага изменение на съществуващия цикъл на отгряване или създаване на нов цикъл. Най-често се практикува ускорено нагряване до първия стадий на графитизация. Ускореното нагряване създава напрежение в изделието и се ускорява разпадането на цементита. На този принцип е разработен методът на отгряване в солни вани през първия стадий на графитизация и в камерни електрически пещи през втория. Процесът се ускорява, защото времето за нагряване силно намалява. Тъй като температурата на солната вана може много точно да се контролира и регулира, първият стадий на графитизация може да се проведе при по-висока температура ($1000-1050^{\circ}\text{C}$), при която се ускорява разпадането на цементита.

Друг метод за намаляване на времето на ТО е отгряване в електрически пещи със защитна атмосфера, при които отпада необходимостта от

опаковка на детайлите. Това води до намаляване на времето за нагряване.

3. Закаляване на ковкия чугун

Ковкият чугун (феритен и перлитен) се отличава по структура от обикновения сив чун (феритен и перлитен) по формата на графита. На ковкия чугун графитът е под формата на гнезда във феритната, респ. перлитната, матрица, а в обикновения сив чугун графитът е пластинчат. Следователно особеностите на закаляване на обикновения сив чугун са в сила и за ковкия чугун. Следва да се отбележи, че времето за задържане при температурата, от която се закалява, е най-голямо за феритния ковък чугун (в сравнение с ферито-перлитния и перлитния). Причината е, че е необходимо повече време за разтваряне на достатъчно количество графит в аустенита, за да е възможно закаляването.

След закаляване ковкият чугун се подлага на отвъръщане при температура, зависеща от желаната твърдост. Температурата на отвъръщане се определя опитно и е: $150-170^{\circ}C$ за твърдост $50-58 HRC$; $380-400^{\circ}C$ за твърдост $37-43 HRC$; $530-550^{\circ}C$ за твърдост $24-28 HRC$. Времето за отвъръщане е $3-6\text{ mm}$ за 1 mm от характерен размер на детайла.

ГЛАВА 7. ТЕРМИЧНА ОБРАБОТКА НА ЦВЕТНИ МЕТАЛИ И СПЛАВИ

Цветните метали притежават редица особени свойства, които ги правят ценен материал за инженерната практика. Към тези свойства се отнасят високата електропроводност, добрите антифрикционни свойства, малко относително тегло и т.н. Най-широко използвани са металите мед, алуминий, магнезий, титан и сплавите им. Детайлите от цветни метали и сплави се получават чрез леене, коване, щамповане и изтегляне. В зависимост от технологията на производство и предназначението им, те се подлагат на различни видове ТО: рекристализационно отгряване, дифузионно отгряване, закаляване, отвърщане, стареене.

§37. Термична обработка на медта и сплавите на медна основа

След пластично деформиране на *медта и медните сплави*, те се подлагат на рекристализационно отгряване за възстановяване на пластичността им. Медта се отгрява при температура $500-700^{\circ}C$, а месингът и бронзът при $600-700^{\circ}C$. След задържане при тази температура е целесъобразно бързо охлаждане, дори и в студена вода. Това е необходимо за отстраняване на образуваните при нагряване окиси от повърхността на детайла. Коефициентите на линейно разширение на медта и окисите са различни. При рязкото охлаждане между медта и окисите възникват значителни напрежения. Тъй като окисите имат крехко поведение, те се разрушават и се отделят от повърхността на детайла чрез разпръскване. Ако медта се охлажда бавно, окисите не могат да се отстранят с разтваряне в химически реагенти или чрез пясъкоструйна обработка.

Стремежът при отгряване е максимално да се предпази повърхността на метала от окисляване. За целта се използва отгряване във вакуум, в пещи със защитна атмосфера, поставяне на детайлите в затворени муфели и др. Медта не трябва да се отгрява в съдържаща водород атмосфера, тъй като се причинява „водородна болест” – мехурчета, които се появяват от напрежението на водната пара, образувана от реакцията на водорода с кислорода в медта. Отгряването на медта в атмосфера на съединения на сярата създава тъмна повърхност или петна.

Детайлите от деформирани на студено *месинги* се подлагат понякога на нискотемпературно отгряване за да се отстрани явлението *самоволно напукване* в процеса на експлоатация. Това явление се наблюдава, когато се съчетават големи вътрешни напрежения на опън с корозионно въздействие, например наличие в атмосферата на малки количества амоняк. Появяват се пукнатини по детайлите без външно механично или топлинно въздействие, дори при съхраняване на детайлите на склад. Нискотемпературното отгряване се извършва в продължение на половин до един час при температура $200-300^{\circ}\text{C}$. Охлаждането може да се извърши и на въздух. Независимо, че по-високата температура на отгряване гарантира пълно премахване на вътрешните напрежения, това се избягва, тъй като месингът става мек и лесно се деформира.

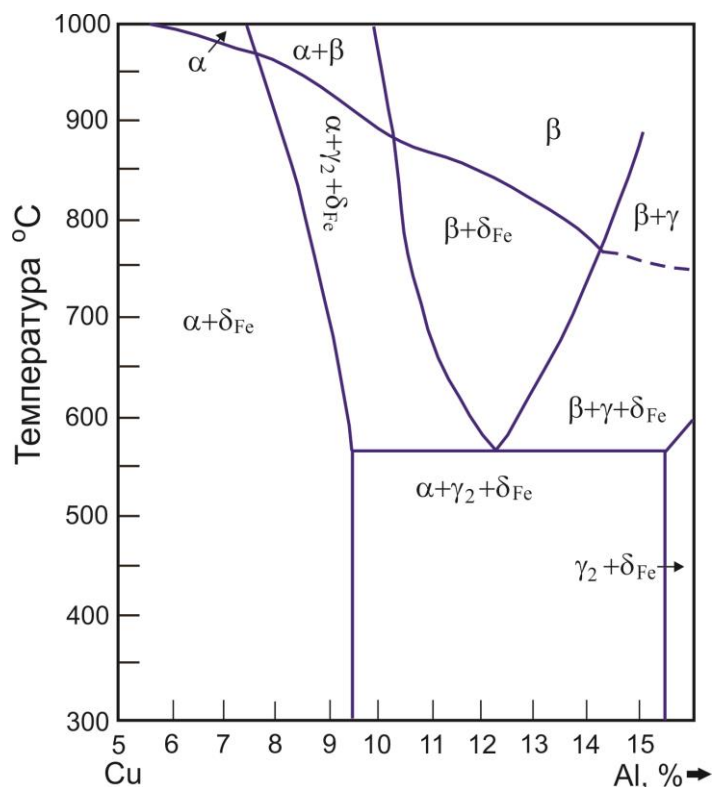
Бинарната сплав Cu-Al е известна като *алуминиев бронз*. В практиката обаче се използват сложни алуминиеви бронзи, които се означават с общата формула Cu-Al-X, където X = Fe, Ni, Mn, Be, Co, Si, и Sn. Бронзите без фазова трансформация се подлагат само на *рекристализационно отгряване*.

Силициевият бронз се подлагат на *дисперсно твърдеене*.

Берилиевият бронз се закалява от температура $780-800^{\circ}\text{C}$ във вода. След закаляване този бронз е максимално пластичен (30% относително удължение). Структурата му се състои от алфа твърд разтвор. След закаляване се прави отвъръщане (стареене) при температура $300-350^{\circ}\text{C}$ за 2-3 часа, при което почти цялото количество берилий се отделя под формата на вторични кристали. След закаляване и отвъръщане берилиевият бронз притежава голяма якост на опън (1300-1500 МПа) и твърдост (HV=350-400). Може да се каже, че ТО дава най-голям ефект при берилиевия бронз.

Алуминиевите бронзи със съдържание на алуминий под 9.4% са еднофазни (както се вижда от фиг. 7.1) и не се подлагат на ТО, с изключение на рекристализационно отгряване. Алуминиевият бронз, съдържащи над 9.4% Al (т.е., алуминиев бронз с β -трансформация), се закалява от температурата на β -фазата във вода. За разлика от никела, който благоприятства β -трансформацията, желязото я подтиска. По тази причина след закаляване желязно-алуминиевите бронзи имат бейнито-подобна структура, а не мартензито-подобна, както при никел-алуминиевите бронзи

[11, 12]. След закаляване се подлагат на отвързване, при което се повишава твърдостта, поради образуването на високо-дисперсни фази.

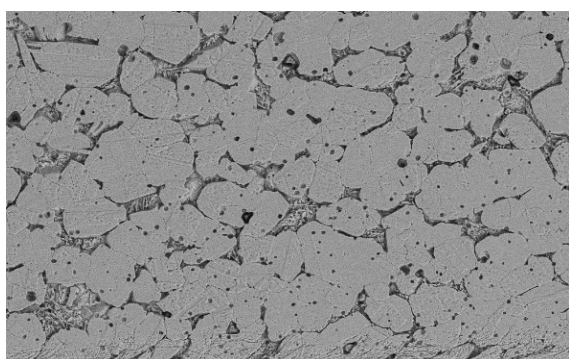


Фиг. 7.1. Сечение на равновесната фазова диаграма Cu-Al-Fe с 5% Fe равнина [11]

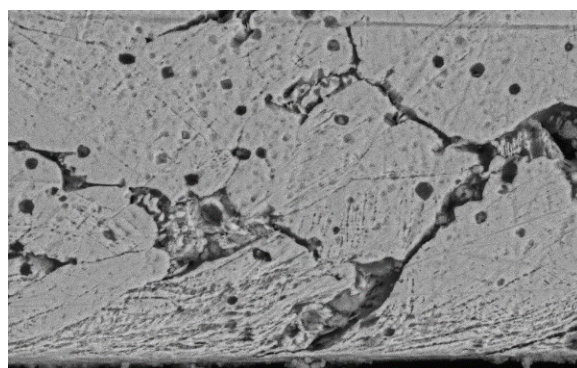
Например алуминиев бронз Cu-Al10-Fe5 с химичен състав (wt%) Cu – 81.68, Al – 10.6, Fe – 5.7, Mn – 0.59, Ni – 0.42, Pb – 0.117, Zn – 0.061, Si – 0.022 (други – balance) има следната структура (фиг. 7.3) след съответна термична обработка (фиг. 7.2а – в състояние на доставка във вид на горещо-валцовани пръти с диаметър 14 mm; фиг. 7.2б – след отгряване при температура 720°C за три часа и охлаждане с пещта; фиг. 7.2в – след закаляване от 920°C във вода; фиг. 7.2г – след закаляване от 920°C във вода и следващо отвързване при 600°C за три часа и охлаждане на въздух; фиг. 7.2д - след закаляване от 920°C във вода и следващо отвързване при 600°C за три часа и охлаждане на въздух), и механични характеристики, показани в табл. 7.1. Фазовият анализ на Cu-10Al-5Fe бронз показва формиране на β' -фаза (Cu_3Al) след закаляване (фиг. 7.3). Изследванията са направени в лаборатория Изпитания на метали в Технически университет Габрово, а резултатите са публикувани в [12].

Таблица 7.1. Механични характеристики на бронз Cu-Al10-Fe5

Термична обработка	Граница на провлачване R_{02} , МПа	Якост на опън R_m , МПа	Удължение A_5 , %
В състояние на доставка	473	638	12.8
Отгряване (720°C за 3 часа)	297	605	33.25
Закаляване (920°C във вода)	514	762	15.3
Закаляване и отвъръщане (600°C)	344	657	23
Закаляване и отвъръщане (300°C)	231	705	28.65

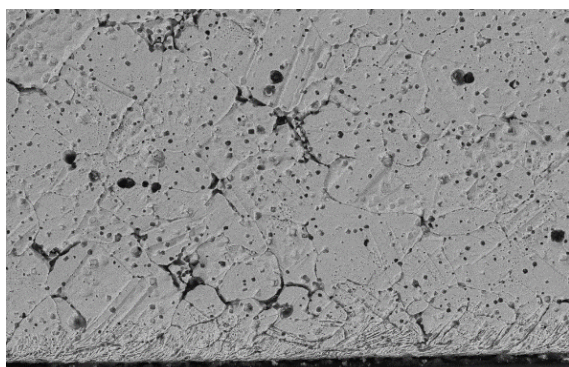


1000X

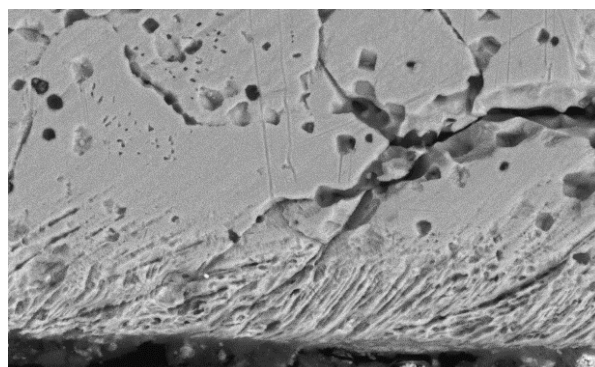


4000X

а.

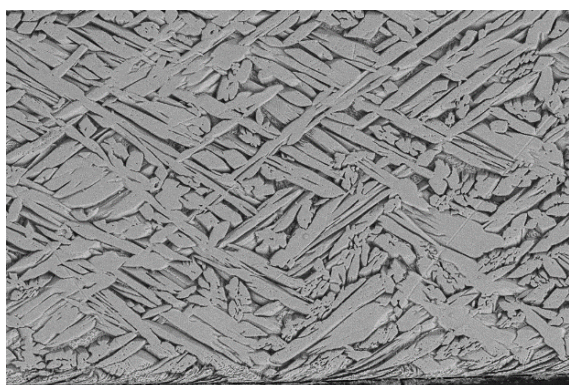


1000X

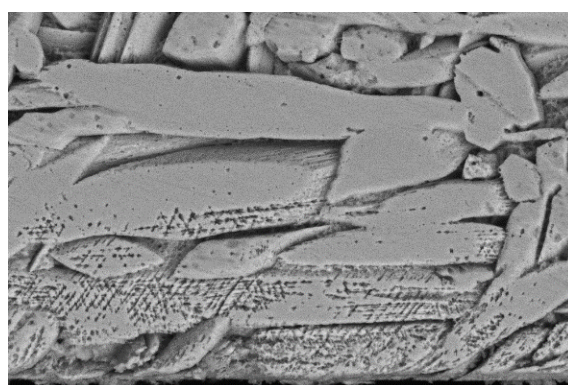


4000X

б.

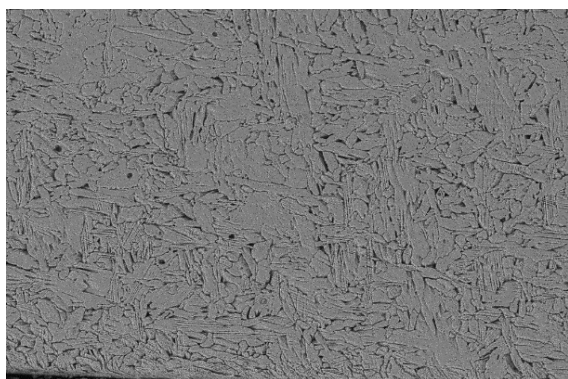


1000X

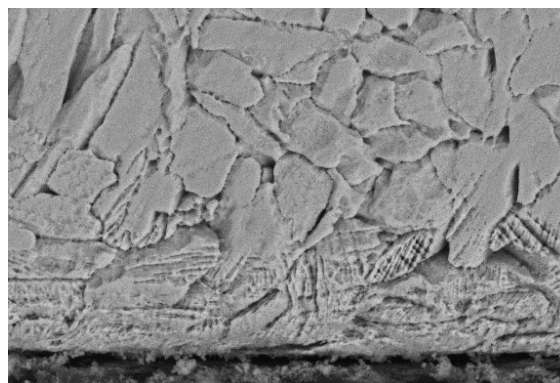


4000X

в.

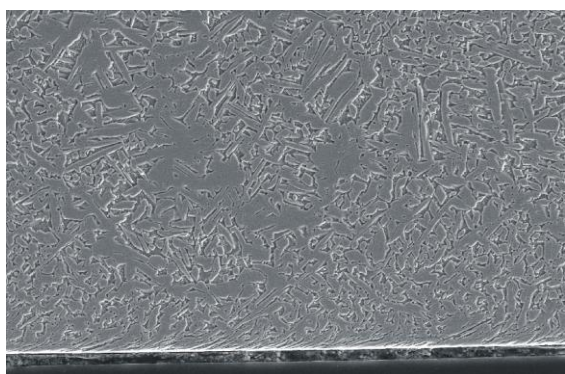


1000X

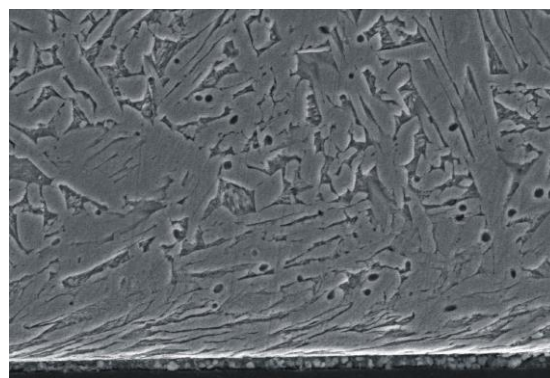


4000X

2.



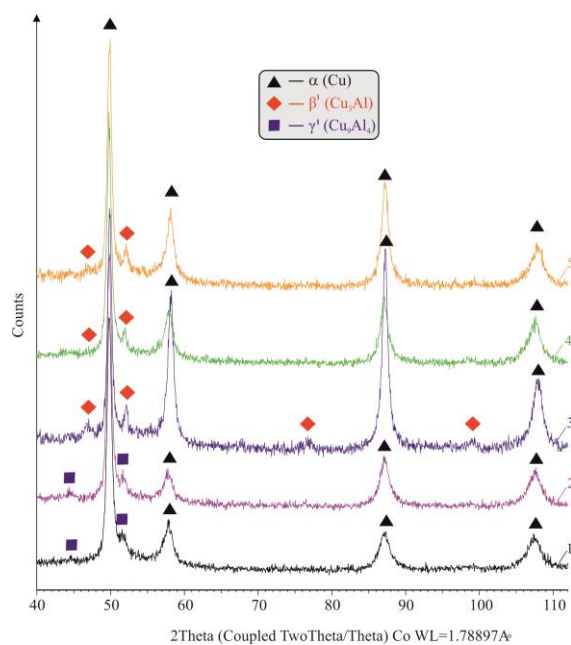
1000X



4000X

д.

Фиг. 7.2. Структура (SEM-анализ) на алуминиев бронз Cu-Ai10-Fe5



Фиг. 7.3. Резултати от фазов анализ на бронз Cu-10Al-5Fe с β -трансформация: 1 – в състояние на доставка; 2 – отгрят при 720°C; 3 – закален от 920°C във вода; 4 – закален и отвърнат при 600°C; 5 – закален и отвърнат при 300°C [12].

§38. Термична обработка на алуминия и сплавите му

При пластично деформиране в студено състояние *чистият алуминий* става крехък вследствие на наклепа. За да се възвърне пластичността му той се подлага на рекристализационно отгряване при температура $350-370^{\circ}\text{C}$ за два-три часа според геометрията на детайла. Чистият алуминий намира приложение в химическата и хранително-вкусовата промишленост.

Широко промишлено приложение имат основно сплавите на алуминия с медта, магнезия, желязото, силиция, мангана, цинка. По-рядко се използват елементите литий, никел, титан. В зависимост от начина, по който се обработват, алуминиевите сплави биват *леярски* и *деформируеми*. В зависимост от способността им да се уякчават термично те се разделят на *неуякчаеми* и *уякчаеми чрез ТО*. Последните се подлагат на уякчаваща ТО, включваща *закаляване* с получаване на преситен твърд разтвор и *естествено* или *изкуствено стареене*.

Част от летите алуминиеви сплави се използват изобщо без ТО. На *стареене* (нагриване до $100-200^{\circ}\text{C}$ и задържане за известно време) без предшестващо закаляване се подлагат отливки, получени чрез *леене в кокили*. При бързото охлаждане в самата метална кокила протича закаляването. Лейарските алуминиеви сплави са от системите Al – Si, Al – Cu, Al – Mg. Най-добри леярски свойства имат сплавите от системата Al – Si, наречени *силумини*. Двойните алуминиеви сплави не се уякчават чрез ТО, поради високата скорост на разпадане на твърдия разтвор, каквото от части протича при закаляване. Повишаването на механичните характеристики на тези сплави се осъществява с получаване на дисперсна структура чрез модифициране. Силумините се модифицират чрез прибавяне в течния метал на натрий (до 0.1%), както и на други модификатори. Якостта на силумините се повишава и чрез легиране с Cu, Mg, Mn, Ni, Cr, Ti. Последният оказва модифициращ ефект. *Легираните силумини се закаляват* от температура $515-535^{\circ}\text{C}$ и *се подлагат на стареене* при $150-180^{\circ}\text{C}$. Поради грубокристалната структура на летите алуминиеви сплави се извършва задържане 5-10 часа при нагриване за закаляване и 10-20 часа за стареене. Детайлите от алуминиеви сплави се закаляват във вода. За да се намали деформацията на детайли със сложна

форма и да се избегне получаването на пукнатини при закаляване, водата се нагрява до $80-90^{\circ}\text{C}$.

Деформируемите алуминиеви сплави от системите Al – Mn и Al – Mg не се уякчават чрез ТО. Те се подлагат на *рекристализационно отгряване* при температура $350-420^{\circ}\text{C}$, което се прилага като междинна операция при студено пластично деформиране, целяща премахване на наклепа. За тези сплави се прилага и *предрекристализационно отгряване*, при което сплавите подобряват пластичността си, но запазват значителна част от деформационното уякчаване (наклепа).

Алуминиево-медните сплави със съдържание на мед под 0.5% не могат да бъдат закалени тъй като са еднофазни сплави (алфа фаза – твърд разтвор на мед в алуминий). Сплави, които съдържат мед от 0.5 до 5.7%, са двуфазни и в начално състояние имат структура, съставена от твърд алфа-разтвор и включвания на химическото съединение CuAl_2 (θ -фаза). При нагряване приблизително до евтектичната температура включванията от CuAl_2 се разтварят и се образува еднофазен алфа – твърд разтвор. Ако след това се проведе бързо охлаждане до стайна температура, процесът на отделяне на CuAl_2 от алуминия се задържа и сплавта ще се състои само от преситен алфа-твърд разтвор на мед в алуминий – това е процесът на *закаляване*. Следователно получената структура е неустойчива. Следствие от тази неустойчивост в сплавта протичат структурни изменения, които външно се изразяват в повишаване на якостта и твърдостта. Това явление се нарича *естествено стареене*. За някои алуминиеви сплави този процес протича много бързо – за 4-5 денонощия, а за други – значително по-бавно. За интензифициране на този процес се прилага *изкуствено стареене* – нагряване до $120-180^{\circ}\text{C}$ и задържане няколко часа. Скоростта на стареене зависи от температурата: повишението на температурата ускорява процеса на стареене, но желаните качества на сплавта се влошават; при температури, по-ниски от стайната стареенето се забавя и при -50°C може да се приеме, че практически закаленото състояние е устойчиво и няма стареене. Повишаването на якостта на твърдия разтвор при стареенето се дължи на взаимодействието на ултрамикроскопични образувания (състоящи се от събрани на групи атоми на медта вътре в твърдия разтвор) с твърдия разтвор и възникналите следствие на това големи вътрешни напрежения.

Състоянието на сплавта след естествено стареене е неустойчиво. Ако такава алуминиева сплав се задържи за кратко време при температура $200-250^{\circ}\text{C}$, тя се разякчава и приема свойствата, които е имала непосредствено след закаляването, тъй като сплавта отново получава способност за естествено стареене. Това явление се нарича *възвръщане*. В практиката се използва, когато е необходимо закален и подложен на стареене детайл отново да се смекчи за пластична деформация.

Практически, за закаляване на алуминиеви сплави най-важен е правилният избор на температурата на нагряване и времето на задържане. Последното зависи от структурата и химичния състав на сплавта, формата на детайла, температурата на нагряване и метода на изработване на детайла. Щампованите и ковани детайли имат по-дребни зърна в сравнение с летите, поради което разтворимите елементи по-бързо преминават в твърдия разтвор. Затова при тях времето на задържане е по-малко.

Нагряването за закаляване протича в тесен температурен интервал и затова е необходимо печите да осигуряват равномерно нагряване и автоматично регулиране на температурата с максимално отклонение $\pm 5^{\circ}\text{C}$. На тези изисквания отговарят най-пълно солните вани. Те са удобни за целта, тъй като детайлът по-бързо се загрява, достига се по-голяма точност в поддържането на зададената температура, температурният пад в обема на ваната е много малък.

Деформируемите алуминиеви сплави от системата Al – Cu – Mg, известни като *дуралуминиеви сплави*, се уякчават чрез ТО. Те се подлагат на *закаляване и стареене*, като максималната якост се получава след естествено стареене. Дуралуминиевите сплави са особено чувствителни към температурите на нагряване. Отклоненията не бива да превишават $\pm 5^{\circ}\text{C}$, тъй като при по-висока температура се появява разтапяне по повърхността на зърната. Режимът на ТО на дуралуминия е следният: нагряване в солна вана до $495-505^{\circ}\text{C}$, охлаждане във вода, имаща температура не повече от 40°C , и естествено стареене, не по-малко от 4 денонощия. Процесът на естествено стареене започва непосредствено след закаляването. Периодът след закаляване, през който практически не настъпва повишение на якостта, е от 1 до 3 часа. Само в този период детайлът може да бъде подложен на студено пластично деформиране. Ако е

необходимо по-дълго запазване на пластичното състояние на детайла от дуралуминий, той се съхранява в хладилник или в съд с лед.

Високо-яките алуминиеви сплави (от системата Al–Zn–Mg–Cu) са легирани допълнително с Mn и Sr. Режимът на ТО е следният: закаляване от температура $465-475^{\circ}\text{C}$ и стареене при температура 140°C за 16 часа. След тази ТО якостта на опън е 600-700 МПа. Якостта може да се повиши допълнително, ако сплавите се подложат на двустепенно смекчаващо стареене: при $100-120^{\circ}\text{C}$ за 3-10 часа и втора степен при $160-170^{\circ}\text{C}$ за 10-30 часа.

§39. Термична обработка на магнезиеви сплави

Технически чистият магнезий не се използва като конструкционен материал поради ниските си механични характеристики. В металургията магнезият се използва като легиращ елемент, окислител и модификатор на сплави.

Магнезият се обработва добре чрез рязане, но има ниска пластичност и ниска корозионна устойчивост. Структурата на лят магнезий е едрокристална. Издребняването на структурата чрез пластично деформиране води до известно увеличаване на якостта (260 МПа) и относителното удължение (9%). За премахване на наклепа се прилага *рекристализационно отгряване* при $330-350^{\circ}\text{C}$, след което механичните му характеристики са: якост на опън 190 МПа, граница на провлачване 100 МПа, относително удължение 15-17%, твърдост 40НВ.

Значително по-голямо приложение от технически чистия магнезий имат неговите сплави. Основните легиращи елементи са Al, Zn и Mn. За допълнително легиране се използват цирконий (Zr), церий (Ce), кадмий (Cd), литий (Li), неодим (Nd). Магнезиевите сплави имат якост на опън до 430 МПа, а плътността им е по-малка от 2000 kg/m^3 (няколко пъти по-леки от стоманата), което ги прави ценен материал в аероиндустрията.

От диаграмите на състоянието на сплавите Mg–Al и Mg–Zn следва, че ТО може да се прилага, ако те съдържат повече от 2.6% Al и повече от 1.4% Zn. Якостта на магнезиевите сплави се увеличава чувствително при съдържание на алуминий 8-10% и на цинк 6-7%. Следва да се отбележи, че ТО на магнезиевите сплави няма толкова голямо значение, как-

то за алуминиевите сплави, тъй като в магнезиевите сплави не се наблюдава толкова силно изменение на свойствата, както в алуминиевите.

Магнезиевите сплави се подлагат на закаляване (от температура 380°C или 415°C) със стареене (при температура 175°C) или на дифузионно отгряване при температура 360°C . Характерна особеност на ТО на магнезиевите сплави е бавното протичане на фазовите превръщания, поради което времето на задържане е доста продължително: 10-16 часа при закаляване и 16 часа при стареене.

Магнезиевите сплави са твърде склонни към окисляване, поради което нагряването при закаляване не трябва да се извършва в пещи с въздушна атмосфера. Нагряването се извършва във вакуумни пещи, в пещи със защитна атмосфера или във вани с безводни соли. Възможно е да се използват и пещи с въздушна атмосфера (при отсъствие на друга възможност), но тогава е необходимо заедно с детайлите да се внесат късове пирит, който отделя SO_2 при температурата на закаляване. За изкуствено стареене на магнезиеви сплави могат да се използват всякакви пещи, които осигуряват температура $175 \pm 10^{\circ}\text{C}$.

Трябва да се има предвид следното:

- Детайлите от магнезиеви сплави да не се нагряват в същите пещи, в които се нагряват детайли от чугун или стомана.
- Да не се допускат дейности, свързани с открит пламък в помещенията, в които се обработват магнезиеви сплави.
- Пламъкът, получен от окисляването на магнезиевия прах, да се загасява само с CO_2 ; ако се използва вода, магнезият ще я разложи и ще предизвика взрив.

ПРИЛОЖЕНИЯ

П1. Означения на стомани

БДС ¹ ГОСТ ³	EU EN ²	Werkstoff No	Germany DIN	USA AISI/SAE	Japan JIS
Въглеродни стомани					
а. Конструкционни					
Ст0	S185	1.0035	S185	A283(A)	SS330
Ст1кп	S185	-	S185	A283	SS300
Ст2пс	E195	1.0034	E195	A192	SS330
Ст3пс	Fe360B	1.0038	Fe360B	A284	SS400
Ст4пс	Fe430B	1.044	Fe430B	A570	SM400A
Ст5пс	E295	1.0050	E295	A570	SS490
Ст6пс	E335	1.0060	E335	A572	SM570
10	C10	1.0301	C10	1010	S10C
15	C15	1.0401	C15	1015	S15C
20	C20	1.0402	C20	1020	S20C
25	C25	1.0406	C25	1025	S25C
30	C30	1.0528	C30	1030	S28C
35	C35	1.0501	C35	1034	S35
40	C40	1.0511	C40	1040	S40C
45	C45	1.0503	C45	1045	S45C
50	C50	1.0540	C50 / Ck50	1050	S50C
55	C55	1.0535	C55	1055	S55C
60	C60	1.0601	C60	1059	S58C
70	2CS67	1.1231	C67	1065	S70C-CSP
80	-	-	C80D	1080	SUP3
A12	10S20	1.0721	10S20	11087	-
A9Г-Рв	10SPb20	1.0722	10SPb20	11L08	10SPb20
A20	22S20	-	22S20	1120	-
A30	1.0726	1.0726	1.0726	1126	SUM4
A40Г	36SMn14	1.0764	36SMn14	1137	SUM41
б. Инструментални					
У8	C80U	1.1525	C80W1	W108	SK5
У8А		1.1525	C80W1	W108	
У10А	C105U	1.1545	C105W1	W5	SK3
У12	C120U	1.1555	C125W	-	SK2
Легирани стомани					
а. Конструкционни					
12ХН3А	-	1.5732	1.5732	3415	SNC815
15ХА	17Cr3	1.7016	17Cr3	6118	SCr415
18ХГ	16MnCr5	1.7131	16MnCr5	5115	SCR415
18ХГТ	-	1.7147	20MnCr5G	5120	SMnC420H
20Х	20Cr4	-	20Cr4	5117	SCr420
35Х	34Cr4	-	34Cr4	5135	SCr435
40Х	41Cr4	1.7035	41Cr4	5140	SCr440
50Х	50Cr4	-	50Cr4	5147	-
50ХГ	55Cr3	-	55Cr3	5147	SUP9
12Х17	X6CM7	1.4016	X6CM7	430	SUS430
10Х2М	10CrMo9-10	1.7380	10CrMo9-10	F22	SFVAF22A
30Х3МФ	30CrMoV9	1.7707	30CrMoV9	E4340	-
БДС ¹	EU	Werkstoff	Germany	USA	Japan
ГОСТ ³	EN ²	No	DIN	AISI/SAE	JIS
38Х2Н2МА	34CrNiMo6	1.6582	34CrNiMo6	E4340	SNCM431

38XMЮА	41CrAlMo7	1.8509	41CrAlMo7	E71400	SACM645
38X2MЮА	41CrMo7	1.8509	41CrMo7	A355/A	SACM645
40XH2MA	36CrNiMo4	1.6511	36CrNiMo4	4340	SNCM439
36X2H4MA	36NiCrMo16	1.6747	36NiCrMo16	-	-
40XH	-	1.5710	1.5710	3135	SNC236
50XФА	50CrV4	1.8159	50CrV4	6150	SUP10
55C2	55Si7	1.5026	55Si7	G92550	SUP7
60C2Г	60SiCr7	1.5092	61SiCr7	9260	SUP7
60C2ХА	-	1.7102	-	9254	SUP12
15Г	C16E	1.0468	15Mn4	1016	-
20Г	20Mn5	1.1169	20Mn6	1021	-
09Г2С	-	-	13Mn6	-	-
65Г	65Mn4	1.1240	65Mn4	1066	-
70Г	80Mn4	-	80Mn4	1572	-
10Г2	-	-	-	1513	-
ШХ15	100Cr6	1.3505	100Cr6	52100	SUJ2
ШХ15СГ	100CrMnSi6-4	1.3520	100CrMn6	A485	SUJ3
ШХ4	100Cr2	1.3501	100Cr2	50100	-

б. Инструментални

б.1 С общо предназначение

5XHM	55NiCrMoV6	1.2713	55NiCrMoV6	L6	SKT4
5XГM	40CrMnMo7	-	40CrMnMo7	-	-
X	102Cr6	1.2067	100Cr6	52100	SUJ2
9XBГ	95MnWCr5	1.2825	95MnWCr5	-	SKS3
9X2	-	1.2067	100Cr6	L3	-
9Г2Ф	90MnCrV8	1.2842	90MnCrV8	O2	-
5XB2C	60WCrV8	1.2550	60WCrV7	S1	-
XBГ	107WCr5	1.2419	105WCr6	01	SKS2
4X5MФC	X40CrMoV5-1	1.2343	X40CrMoV5-1	H11	SKD6
3X2B8Ф	30WCrV17-2	1.2581	30WCrV17-2	H21	SKD5
5XB2CФ	45WCrV8	1.2542	45WCrV8	S1	-

б.2 Бързорезни стомани

P2AM9K5	HS2-9-1-8	-	S2-10-1-8	M30	SKH59
P6M5	HS6-5-2	1.3339	HS6-5-2	M2	SKH51
P6M5K5	HS6-5-2-5	1.3243	HS6-5-2-5	T11341	SKH55
P9	HS9-0-2	-	-	-	-
P9M4K8	HS10-4-3-10	-	S10-4-3-10	T11348	SKH57
P9K10	HS9-0-2-10	-	-	-	-
P12Ф3	HS12-0-3	-	-	-	-
P18	HS18-0-1	1.3355	HS18-0-1	T1	SKH
P18K5Ф2	HS18-1-1-5	1.3255	HS18-1-2-5	T12004	SKH3

б.3 Стомани за пластично деформиране

X12	X210CrW12	1.2080	X210CrW12	T30403	SKD1
X12M	X165CrMoV12	1.2601	X165CrMoV12	-	SKD11
X12Ф1	X153CrV12	-	-	-	-
X12MФ	X160CrMoV12-1	1.2379	X160CrMoV12-1	D2	SKD11

в. Легирани стомани с особени свойства

в.1 Неръждаеми и киселинно устойчиви

БДС ¹	EU	Werkstoff	Germany	USA	Japan
ГОСТ ³	EN ²	No	DIN	AISI/SAE	JIS
12X13	X10Cr13	1.4006	X10Cr13	410	SUS410
20X13	X20Cr13	1.4021	X20Cr13	420	SUS420.J1
30X13	X30Cr13	1.4028	X30Cr13	-	SUS420.J2

95X18	X105CrMo17	1.4125	X105CrMo17	440C	SUS440C
12X17	X8Cr17	1.4016	X8Cr17	430	SUS430
14X17H2	X20CrNi17.2	1.4057	X20CrNi17-2	431	SUS431
12X18H9	X12CrNi18.8	1.4300	X12CrNi18-8	302	SUS302
12X18H9T	X10CrNiTi18.9	1.4541	X10CrNiTi18-9	-	-
12X18H10T	X12CrNiTi18.9	-	X12CrNiTi18-9	-	-
08X18H10T	X6CrNiTi18.10	1.4541	X6CrNiTi18-10	321	SUS321
10X17H13M2T	X10CrNiMoNb1	1.4571	X10CrNiMoNb18-	316H	-
	8-12		12		
03X17H14M3	X2CrNiMo18-14-	1.4435	X2CrNiMo18-14-3	316L	SUS 316L
	3				
08X17H13M2T	X10CrNiMoTi18-	1.4573	X10CrNiMoTi18-	316Ti	SUS316Ti
	12		12		
03X18H11	X2CrNi19-11	1.4306	X2CrNi19-11	304 L	SUS304 L
08X18H10	X5CrNi18-10	1.4301	X5CrNi18-10	304	SUS304
09X16H15M3Б	X10CrNiMoNb1	1.4583	X10CrNiMoNb18-	318	-
	8-12		12		
09X15H8Ю	-	1.4569	-	630 17-7PH	-
03X17H14M3	X2CrNiMo18.12	1.4435	X2CrNiMo18.12	316L	SUS316L

в.2. Топлоустойчиви

12XM	13CrMo44	1.7335	13CrMo4.4	4118	SFVAF12
15XM	16CrMo44	1.7337	16CrMo4.4	4120	SCM415
30XMA	25CrMo4	1.7218	25CrMo4	4130	SCM430
35XM	34CrMo4	1.7220	34CrMo4	4135	SCM432
38XM	42CrMo4	1.7225	42CrMo4	4142	SCM435
25X1MФ	24CrMoV5.5	1.7733	24CrMoV5.5	-	-
15X5M	12CrMo195	1.7362	12CrMo195	501	-

в.3. Износоустойчиви (Хадфийлдова стомана)

110Г13Л GX110Mn13

¹Означение по БДС преди въвеждане на EN 10027-1:2005; ²означение по БДС EN 10027-1:2005; ³Държавен стандарт на Русия

П2. Термична обработка на въглеродни стомани

Таблица П2.1. Предварителна термична обработка за подобряване обработваемостта чрез рязане

Стомана	ТО	Температура, °С	Охлаждане
10 (С10)	Нормализация	900 – 940	На въздух
	ВТО	680 – 700	"
20 (С20)	Нормализация	890 – 920	"
	ВТО	680 – 700	"
30 (С30)	Нормализация	850 – 900	"
	ВТО	680 – 700	"
	Отгряване	840 – 890	С пещта
40 (С40)	Нормализация	830 – 860	На въздух
	ВТО	680 – 700	"
	Отгряване	820 – 850	С пещта
50 (С50)	Нормализация	810 – 840	На въздух
	ВТО	620 – 660	"
	Отгряване	800 – 830	С пещта

Означения: ТО – термична обработка; ВТО – високо температурно отвърщане

Таблица П2.2. Термична обработка на най-разпространените стомани

Стомана	ТО	Температура, °С	Охлаждане	Повърхностна твърдост, HRC
10 (С10)	Цементация	900 – 920	-	-
	Закаляване	780 – 800	Вода	-
	Отвърщане	180 – 200	На въздух	56 – 62
20 (С20)	Цементация	900 – 920	-	-
	Закаляване	780 – 800	Вода	-
	Отвърщане	180 – 200	На въздух	56 – 62
30 (С30)	Закаляване	850 – 890	Вода	-
	Отвърщане	200 – 300	На въздух	30 – 35
	Закаляване	830 – 850	Вода	-
40 (С40)	Отвърщане	400 – 500	На въздух	30 – 35
		300 – 400	"	35 – 40
		200 – 300	"	40 – 45
	Закаляване	800 – 830	Вода	-
45 (С45)	Отвърщане	400 – 500	На въздух	33 – 40
		300 – 400	"	40 – 45
		200 – 300	"	45 – 50
		150 – 160	"	48 – 52
50 (С50)	Закаляване	790 – 830	Вода	-
	Отвърщане	500 – 550	На въздух	24 – 33
		350 – 400	"	40 – 48
65 (С65)		180 – 200	"	50 – 55
	Закаляване	780 – 810	Вода или масло	-
	Отвърщане	300 – 400	На въздух	45 – 52
	280 – 300	"	50 – 58	

Таблица П2.3. Твърдост на въглеродна стомана след отвърщане

Марка стомана	Режим на закаляване		Твърдост след закаляване, HRC	Твърдост, HRC след отвърщане при температура, °C				
	Температура, °C	Охлаждане		200	300	400	500	600
20 (C20)	900 – 920	Вода	34 – 40	32–36	28–32	22–26	14–18	10–15
30 (C30)	850 – 890	"	42 – 48	40–44	34–38	28–32	20–24	14–18
40 (C40)	830 – 850	"	48 – 51	45–50	40–44	32–36	24–28	20–24
50 (C50)	790 – 830	"	54 – 60	52–56	46–50	38–42	30–34	24–28
60 (C60)	800 – 820	"	60 – 62	58–60	52–54	44–48	36–40	30–38
У7 (C70U)	790 – 810	През вода в масло	62 – 64	60–62	52–56	48–52	-	-
У8 (C80U)	780 – 800	"	63 – 65	61–63	52–56	48–58	-	-
У9 (C90U)	770 – 790	"	63 – 65	61–63	52–56	48–52	-	-
У10 (C100U)	770 – 790	"	62 – 64	61–63	54–58	48–52	-	-
У11 (C110U)	770 – 790	"	62 – 64	61–63	54–58	48–52	-	-
У12 (C120U)	770 – 790	"	62 – 64	61–63	54–58	48–52	-	-
У13 (C130U)	770 – 790	"	62 – 64	61–63	54–58	48–52	-	-

ПЗ. Термична обработка на легирани стомани

Таблица ПЗ.1. Предварителна термична обработка за подобряване обработваемостта чрез рязане

Стомана	ТО	Температура, °С	Охлаждане
15Г (15Mn4)	Нормализация	900 – 930	На въздух
	ВТО	680 – 700	"
50Г (50Mn4)	Нормализация	820 – 840	"
	ВТО	680 – 700	"
65Г (65Mn4)	Отгряване	840 – 870	С пещта
	Нормализация	810 – 830	На въздух
40Г2 (38Mn6)	ВТО	610 – 670	"
	Отгряване	780 – 820	С пещта
50Г2 (50Mn7)	Нормализация	830 – 870	На въздух
	ВТО	680 – 700	"
15Х (15Cr3)	Отгряване	810 – 830	С пещта
	Нормализация	870 – 900	На въздух
20Х (20Cr4)	ВТО	680 – 700	"
	Отгряване	860 – 870	Бавно
40Х (41Cr4)	Нормализация	870 – 900	На въздух
	ВТО	680 – 700	"
50Х (50Cr4)	Отгряване	860 – 870	Бавно
	Нормализация	850 – 860	На въздух
20ХН	ВТО	620 – 680	"
	Отгряване	830 – 850	С пещта
40ХН (40NiCr6)	Нормализация	830 – 850	На въздух
	ВТО	620 – 680	"
45ХН	Отгряване	820 – 850	С пещта
	Нормализация	870 – 900	На въздух
50ХН	Отгряване	860 – 880	С пещта
	Нормализация	840 – 860	На въздух
20ХГ (20MnCr5)	Отгряване	800 – 830	Бавно
	Нормализация	810 – 830	На въздух
40ХГ	50ХН	800 – 820	"
	Отгряване	850 – 860	"
30ХМ (30CrMo4)	Отгряване	840 – 860	С пещта
	Нормализация	830 – 850	На въздух
35ХМ (34CrMo4)	ВТО	600 – 650	"
	Отгряване	840 – 860	С пещта
9ХС (90CrSi4)	Нормализация	830 – 850	На въздух
	Закаляване	830 – 850	Масло
33ХС	ВТО	600 – 640	На въздух
	Отгряване	830 – 850	Бавно
37ХС	"	780 – 800	"
	"	870 – 880	"
40ХС	"	870 – 880	"
	Нормализация	870 – 890	На въздух
15ХФ	"	860 – 880	"
	Нормализация	860 – 880	На въздух
20ХФ	"	870 – 890	"
	Нормализация	870 – 890	"
40ХФА	Закаляване	870 – 890	Масло
	ВТО	630 – 660	Вода
	Отгряване	830 – 850	Бавно

30ХГС	Закаляване	860 – 880	Масло
	ВТО	640 – 670	На въздух
12ХН3	Нормализация	860 – 900	"
13Н2А	"	860 – 880	"
5ХНМ	Отгряване	760 – 790	Бавно
	ВТО	650 – 680	На въздух
18ХНМ	Нормализация	930 – 960	"
	Отгряване	650 – 670	"
40ХНМ	Закаляване	850 – 880	Масло
	ВТО	650 – 670	На въздух
12Х2Н4А	Нормализация	860 – 890	"
	ВТО	640 – 660	"
20Х2Н4А	Нормализация	920 – 940	"
	ВТО	640 – 650	"
18ХГТ	Нормализация	900 – 930	На въздух
	ВТО	670 – 700	"
18ХГМ	Нормализация	840 – 860	"
	ВТО	670 – 700	"
5ХНВ	Нормализация	850 – 870	"
	ВТО	650 – 700	С пещта
18ХНВА	Нормализация	850 – 870	На въздух
	ВТО	650 – 700	"
35ХН3В	Отгряване	870 – 890	"
35ХМЮА	Закаляване	930 – 950	Масло
	ВТО	650 – 675	На въздух
38ХЮ	Отгряване	840 – 870	С пещта до 400°С
5ХНТ	Нормализация	850 – 870	На въздух
	ВТО	650 – 700	С пещта до 500°С
ХВ5	"	740 – 760	С пещта
ХВГ	Отгряване	770 – 790	"
50ХФА	"	800 – 820	"
18Х2Н4МА	Нормализация	840 – 860	На въздух
	ВТО	650 – 670	"
3Х2В8 (Х30WCrV9-3)	Отгряване след коване	860 – 880	С пещта
Х12М (Х165CrMoV12)	Изотермично отгряване	850 -870	С пещта до 720°С, задържане и охлаждане до 600°С
60С2 (60Si7)	Отгряване	740 – 760	С пещта до 600°С
37ХН3А	"	840 – 860	Бавно
1Х13	"	760 – 800	
2Х13	"	760 – 800	
3Х13	"	760 – 800	С пещта до 300°С и след това на въздух
4Х13	"	760 – 800	
Х18	"	800 – 840	
Х17	"	760 – 780	
ШХ6	"	780 – 800	
ШХ9	"	780 – 800	С пещта по 40°С за час до температура
ШХ10	"	820 – 830	300°С и след това на
ШХ12	"	780 – 800	въздух
ШХ15	"	780 – 800	
ШХ15СГ	"	780 – 800	

Означения: ТО – термична обработка; ВТО – високо температурно отвяряване

Таблица ПЗ.2. Термична обработка на най-разпространените стомани

Стомана	ТО	Температура, °C	Охлаждане	Твърдост, HRC
40Г (40Mn4)	Закаляване	820 – 860	Вода	-
	Отвърщане	550 – 600	На въздух	23 – 25
		180 – 200	"	42 – 48
50Г	Закаляване	800 – 840	Вода или масло	-
	Отвърщане	550 – 600	На въздух	25 – 32
		200 – 300	"	50 – 54
65Г (65Mn4)	Закаляване	790 – 810	Масло	-
	Отвърщане	380 – 430	На въздух	40 – 45
		200 – 220	"	57 – 62
30Г2	Закаляване	820 – 850	Масло	-
	Отвърщане	600	На въздух	20 – 28
40Г2	Закаляване	810 – 840	Масло	-
	Отвърщане	550 – 600	На въздух	23 – 25
		Закаляване	820 – 840	Масло
45Г2	Отвърщане	500 – 600	На въздух	32 – 40
		400	"	43 – 50
	200 – 300	"	48 – 52	
50Г2	Закаляване	810 – 820	Масло	-
	Отвърщане	500 – 600	На въздух	28 – 35
		200 – 300	"	42 – 48
38Х (37Cr4)	Отвърщане	180 – 200	"	48 – 50
		Закаляване	840 – 860	Масло
	Отвърщане	500 – 550	На въздух	30 – 37
300 – 400		"	40 – 45	
180 – 200		"	45 – 50	
40Х (41Cr4)	Отвърщане	830 – 850	Масло	-
		400 – 500	На въздух	38 – 45
	300 – 400	"	45 – 50	
45Х	Отвърщане	180 – 200	"	50 – 54
		Закаляване	820 – 850	Масло
	50Х	Отвърщане	475 – 550	На въздух
20ХН	Отвърщане	180 – 200	"	50 – 55
		Закаляване	830 – 860	Масло
	Отвърщане	450 – 500	На въздух	26 – 30
40ХН	Отвърщане	820 – 840	Масло	-
		500 – 550	На въздух	24 – 28
	180 – 200	"	50 – 54	
45ХН	Отвърщане	820 – 840	Масло	-
		500	На въздух	18 – 22
	Закаляване	800 – 820	Масло	-
40ХГ	Отвърщане	180 – 200	На въздух	56 – 60
		Закаляване	850 – 870	Масло
	Отвърщане	500 – 550	На въздух	30 – 35
37ХС	Отвърщане	200 – 220	"	48 – 55
		Закаляване	900 – 920	Масло
	Отвърщане	600 – 650	На въздух	24 – 29
5ХМ	Отвърщане	220 – 250	"	52 – 55
		Закаляване	830 – 850	Масло
	Отвърщане	600 – 650	На въздух	24 – 30
15ХМ	Отвърщане	860 – 900	Масло	-
		650	На въздух	28 – 30
	Закаляване	860 – 900	Масло	-
20ХМ	Отвърщане	500	На въздух	-
	Закаляване	850 – 870	Масло	-

	Отвърщане	500	На въздух	24
35XM	Закаляване	850 – 870	Масло	-
	Отвърщане	200 – 250	На въздух	45 – 50
40XF	Закаляване	850 – 870	Вода	-
	Отвърщане	600 – 650	На въздух	24
		450 – 500	"	35 – 42
50XF		200 – 300	"	48 – 52
	Закаляване	840 – 870	Масло	-
	Отвърщане	360 – 400	На въздух	45 – 50
20XГС	Закаляване	870 – 890	Масло	-
	Отвърщане	500 – 520	На въздух	20 – 22
30XГС	Закаляване	860 – 880	Масло	-
	Отвърщане	400 – 500	На въздух	35 – 40
		200 – 220		45 – 50
30XГСНА	Закаляване	890 – 900	Масло	-
	Отвърщане	200 – 300	На въздух	44 – 47
38XГМ	Закаляване	840 – 850	Масло	-
	Отвърщане	600 – 650	На въздух	33 – 38
25XНВА	Закаляване	860 – 880	Масло	-
	Отвърщане	520 – 600	На въздух	35 – 39
40XНМА	Закаляване	850 – 860	Масло	-
	Отвърщане	600 – 620	На въздух	-
30X2ЮВА	Закаляване	850 – 870	Масло	-
	Отвърщане	580	На въздух	-
15X2ГН2Т	1-во Закаляване	850 – 870	Масло	-
	2-ро Закаляване	770 – 810	"	-
	Отвърщане	180	На въздух	-
25X2ГНТ	1-во Закаляване	900	Масло	-
	2-ро Закаляване	850 – 870	"	-
	Отвърщане	150	На въздух	-
30XГН	Закаляване	870 – 890	Масло	-
	Отвърщане	500	На въздух	-
30X2ГН2	Закаляване	870 – 890	Масло	-
	Отвърщане	200	На въздух	-
30XН2ВФ	Закаляване	850 – 870	Масло	-
	Отвърщане	650 – 680	На въздух	-
30X2НВА	Закаляване	850 – 870	Масло	-
	Отвърщане	560 – 600	На въздух	-
	Азотиране	510 ± 10	-	-
38XЮ	Закаляване	930 – 950	Масло	-
	Отвърщане	640 – 680	На въздух	28 – 33
38XМЮА	Закаляване	930 – 950	Масло	-
	Отвърщане	650 – 670	На въздух	-
	Азотиране	510 ± 10	-	HV 850 – 1000
38XВФЮ	Закаляване	930 – 950	Масло	-
	Отвърщане	640 – 680	На въздух	28 – 33
	Азотиране	510 ± 10	-	-
25Н	Закаляване	840 – 860	Масло	-
	Отвърщане	550 – 600	На въздух	-
30Н		200 – 220	"	-
	Закаляване	830 – 850	Масло	-
	Отвърщане	550 – 600	На въздух	-
25Н3		200 – 220	"	-
	Закаляване	820 – 860	Масло	-
	Отвърщане	480 – 520	На въздух	-
30Н3		180 – 200	"	-
	Закаляване	830 – 840	Масло	-

	Отвърщане	550 – 600	На въздух	-
		180 – 200	"	-
27СГ	Закаляване	910 – 940	Вода	-
	Отвърщане	450 – 475	На въздух	39 – 40
		220 – 250	"	45 – 50
35СГ	Закаляване	870 – 900	Вода	-
	Отвърщане	550 – 600	На въздух	25 – 30
		180 – 200	"	-

Таблица ПЗ.3. Термична обработка на някои цементуеми стомани

Стомана	ТО	Температура, °С	Охлаждане	Повърхностна твърдост, HRC
15Г	Цементация	880 – 900	-	-
	Закаляване	780 – 800	Масло	-
	Отвърщане	180 – 200	На въздух	56 – 62
20Г	Цементация	880 – 900	-	-
	Закаляване	780 – 800	Масло	-
	Отвърщане	180 – 200	На въздух	58 – 62
15Х	Цементация	900 – 920	-	-
	Закаляване	790 – 820	Масло	-
	Отвърщане	150 – 180	На въздух	58 – 62
20ХГ	Цементация	880 – 900	-	-
	Закаляване	800 – 820	Масло	-
	Отвърщане	180 – 200	На въздух	56 – 60
15ХФ	Цементация	920 – 940	-	-
	Закаляване	850 – 860	Масло	-
	Отвърщане	180 – 200	На въздух	55 – 60
20ХФ	Цементация	920 – 940	-	-
	Закаляване	850 – 860	Масло	-
	Отвърщане	180 – 200	На въздух	58 – 63
20ХГР	Цементация	900 – 930	-	-
	Закаляване	830 – 850	Масло	-
	Отвърщане	180 – 200	На въздух	58 – 63
18ХГН	Цементация	900 – 920	-	-
	Закаляване	780 – 810	Масло	-
	Отвърщане	180 – 200	На въздух	56 – 62
18ХГМ	Цементация	880 – 900	-	-
	Закаляване	780 – 800	Масло	-
	Отвърщане	180 – 200	На въздух	58 – 62
18ХГТ	Цементация	900 – 920	-	-
	Закаляване	800 – 820	Масло	-
	Отвърщане	180 – 200	На въздух	58 – 62
13ХНВА	Цементация	900 – 920	-	-
	Закаляване	830 – 850	Масло	-
	Отвърщане	180 – 200	На въздух	56 – 62
18ХНВА	Цементация	900 – 920	-	-
	Закаляване	850 – 870	Масло	-
	Отвърщане	180 – 200	На въздух	50 – 62
12ХН2	Цементация	900 – 920	-	-
	Закаляване	790 – 810	Масло	-
	Отвърщане	180 – 200	На въздух	56 – 62
12ХН3А	Цементация	900 – 920	-	-
	Закаляване	790 – 800	Масло	-
	Отвърщане	180 – 200	На въздух	56 – 62
12Х2Н4А	Цементация	900 – 920	-	-
	Закаляване	780 – 800	Масло	-

20X2H4A	Отвърщане	180 – 200	На въздух	58 – 63
	Цементация	920 – 930	-	-
	Закаляване	780 – 800	Масло	-
	Отвърщане	150 – 160	На въздух	58 – 63

Таблица ПЗ.4. Механични свойства на подобряеми стомани след термична обработка

Стомана	Закаляване		Отвърщане		Механични свойства			
	°C	Охлаждане	°C	Охлаждане	Rm, МПа	R _{0,2} , МПа	A ₅ , %	Твърдост, НВ
40	830	Вода	580-630	Въздух	600	320	18	192-228
45	850	"	580-640	"	650	350	17	192-235
50	820-840	"	560-620	"	750	400	16	212-235
30X	850-870	"	550-570	Вода	720	500	14	212-235
35X	840-860	Масло	610-630	"	650	450	14	187-192
40X	830-850	"	540-570	"	780	550	12	241-283
45X	820-840	"	600-650	"	850	650	10	241-283
30Г2	800-820	Вода	610-640	"	800	650	16	255-302
45Г2	830-850	Масло	560-600	"	850	700	13	269-321
50Г2	810-830	"	500-600	"	960	700	9	269-321
50Г	820-840	"	550-600	Въздух	800	550	8	241-285
50С2Г	820-840	"	500-550	Вода	800	450	12	241-285
27СГ	920	Вода	420	"	1000	800	10	-
35СГ	900	"	590	"	850	650	15	-
35ХГ2	810-830	Масло	620-660	"	850	700	12	235-269
40ХГМ	850-870	"	560-600	Вода, масло	1100	1000	12	321-387
30ХГС	860-880	"	640-660	Вода	750	550	12	241-285
35ХГС	860-880	"	500	"	1000	750	7	241-285
40ХФА	870-890	"	630-660	"	900	750	10	269
33ХС	920-940	Вода	620-640	"	950	750	15	241-285
37ХС	880	Масло	600	"	1000	800	12	272-302
30ХН3	820-840	"	520-550	Въздух	900	700	8	255
37ХН3	810-830	"	550-580	Масло	1100	1000	10	330-418
40ХН	820-840	"	600-650	Вода, масло	850	650	13	230-260
25ХНВА	850	"	560	Въздух	1100	950	11	-
45ХНМФА	860-880	"	550-600	"	1050	900	9	321-363

38ХМЮА	930-950	"	650-675	Вода	100	850	15	228
40ХМА	830-850	"	600-620	Вода, масло	1100	800	12	302
35ХМФА	840-870	"	600-620	"	1000	900	15	282

Таблица П3.5. Термична обработка на неръждаеми и киселинно устойчиви стомани

Стомана	Закаляване		Отвърщане		Твърдост, HRC
	°C	Охлаждане	°C	Охлаждане	
1X13	950 – 1050	Масло	500 – 550 550 – 600	Въздух "	- -
2X13	950 – 1050	"	500 – 550 550 – 600	" "	- -
3X13	1000 – 1050	"	500 200 – 225	" "	- 48 – 50
4X13	1000 – 1050	"	200 – 300 550 – 600	" "	50 – 55 -
X18	1000 – 1075	"	200 – 225 275 – 300	" "	57 – 60 52 – 55
X17H2	1000 – 1075	"	250 – 300 540 – 560	" "	36 – 42 30 – 35
X25	850 – 870	Вода	180 – 200	"	-
0X18H9	1000 – 1050	Въздух	-	"	-
1X18H9	1050 – 1100	Вода	-	"	-
2X18H9	1100 – 1150	"	-	-	<18
1X18H9T	1050 – 1100	"	-	-	<18
X18H11Б	1050 – 1100	"	-	-	<18
X18H12M2T	1050 – 1100	"	-	-	<18
X23H13	1050 – 1100	"	-	-	<18
X18H18	1050 – 1100	"	-	-	<18
X20H14C2	1050 – 1100	"	-	-	<18
X13H4Г9	1050 – 1100	"	-	-	<18
X18H25C2	1050 – 1100	Въздух	-	-	<18
4X14H14B2M	1150 – 1200	Вода	-	-	-
X9C2	1000 – 1050	Масло	800 – 830	Въздух	-
X6CM	950 – 975	"	800 – 820	"	<18
X10C2M	1100 – 1150	Вода	750 – 780	"	-

Литература

1. Ангелов Г. С., Пенева Д. Н. Термична обработка на металите. Техника, София, 1966
2. Балеvски А. Т. Металознание. Техника, София, 1988
3. Джиджева В. С., Милчева С. А., Маврова М. Р., Ханджиев И. Н. Технология на металите. Техника, София, 1981
4. Иванов И. Структура на металите. Учебен атлас. Варна: Изследователски институт „Зангадор“, 2020
5. Калейчева Ж. Термично обработване на сплави. ТУ – София, София, 2015
6. Мичев В. С., Тошков В. Ц., Димитров М. В. Химико-термична обработка на стоманата. Техника, София, 1981
7. Рашков Н. Д. Термична обработка на стоманите, Техника, София, 1977
8. Филинов С.А., Фигер И.В. Справочник термиста. Машиностроение, М., 1964
9. Honeycombe R.W. K., Bhadeshia H. K. D. H. Steels: Microstructure and Properties. Third edition. Published by Elsevier Ltd. London, 2006
10. Vander Voort G. F. “Microstructure of Ferrous Alloys,” D.S. Mackenzie and G.E. Totten, eds., Analytical Characterization of Aluminum, Steel, and Superalloys, CRC Press Taylor & Francis Group, 2006, pp.157-234
11. Brezina, P. Heat treatment of complex aluminium bronzes. Int. Met. Rev. 1982, 27, 77–120
12. Maximov JT, Duncheva GV, Anchev AP, Dunchev VP, Argirov YB, Todorov VP, Mechkarova T. Effects of heat treatment and severe surface plastic deformation on mechanical characteristics, fatigue and wear of Cu-10Al-5Fe bronze. Materials, 2022, 15, 8905

МЕТАЛОЗНАНИЕ И ТЕРМИЧНА ОБРАБОТКА

Част II: Термична обработка на металите

проф. д-р инж. Йордан Тодоров Максимов
доц. д-р инж. Ангел Петров Анчев
гл. ас. д-р инж. Владимир Петров Тодоров

Българска
Първо издание

Рецензенти:
проф. д-р инж. Цанка Димитрова Дикова
доц. д-р инж. Ярослав Борисов Аргиров

Формат: 70/100/16
Печатни коли

Печат издателство „В. Априлов” ТУ – Габрово

ISBN 978-954-683-664-9